

Aus der Klinik für Zahn-, Mund- und Kieferheilkunde
der Medizinischen Fakultät Charité – Universitätsmedizin Berlin

DISSERTATION

**„Vergleichende Untersuchungen zum Verbund von
Cobalt-Basis-Legierungen und Metall-Keramik-Verbundsystemen“**

zur Erlangung des akademischen Grades
Doctor medicinae dentariae (Dr. med. dent.)

vorgelegt der Medizinischen Fakultät
Charité – Universitätsmedizin Berlin

von

Lea Maria Herms-Westendorf
aus Quakenbrück

Datum der Promotion: 22.09.2017

INHALTSVERZEICHNIS

Abstrakt	1
Abstract	3
1 Einleitung	5
2 Schrifttum	7
2.1 Cobalt-Chrom-Legierungen.....	7
2.1.1 Härte.....	7
2.1.2 Elastizitätsmodul und 0,2 %-Dehngrenze.....	7
2.1.3 Zusammensetzung.....	8
2.1.4 Wärmeausdehnungskoeffizient.....	10
2.2 Dentalkeramik	11
2.2.1 Zusammensetzung.....	11
2.2.2 Feldspäte	12
2.2.3 Quarz.....	13
2.2.4 Kaolin.....	13
2.2.5 Zusätze	14
2.2.6 Einteilungen	14
2.2.7 Glaskeramik	15
2.2.8 Feldspatkeramik.....	15
2.2.9 Oxidkeramik	16
2.2.10 Verarbeitung	16
2.2.11 Schrumpfung und Verdichtung des keramischen Gefüges.....	17
2.3 Haftmechanismen und Bonder	18
2.3.1 Die Haftmechanismen.....	18
2.3.2 Mechanische Kräfte	19
2.3.3 Spezifische Adhäsion.....	20
2.3.4 Chemische Bindung	21
2.3.5 Metall-Keramik-Verbund	21
2.3.6 Klinische Überlebensraten	23
2.3.7 Bonder.....	24

2.4	Korrosion und chemische Belastungsuntersuchung.....	26
2.4.1	Korrosion	26
2.4.2	Chemische Belastungsuntersuchung.....	28
2.5	Prüfung des Metall-Keramik-Verbundes.....	29
2.5.1	Prüfmethoden	29
2.5.2	Vergleich der Prüfmethoden	34
2.6	Bruchflächenanalyse.....	35
3	Material und Methode	36
3.1	Cobalt-Chrom-Legierungen.....	39
3.2	VITA VMK Master®	41
3.3	NP-Bond®	41
3.4	Herstellung der Prüfkörper	42
3.4.1	Die Vorbereitung zum Einbetten	42
3.4.2	Das Einbetten	42
3.4.3	Das Vorwärmen und der Metallguss.....	43
3.4.4	Das Ausbetten	44
3.4.5	Die Ausarbeitung	44
3.4.6	Die Keramikverblendung.....	45
3.5	Untersuchung der Prüfkörper	49
3.5.1	Die chemische Einlagerung	49
3.5.2	Der 3-Punkt-Biegeversuch nach SCHWICKERATH	49
3.5.3	Statistik	50
3.5.4	Die mikroskopische Untersuchung.....	51
4	Ergebnisse	55
4.1	3-Punkt-Biegeversuch nach SCHWICKERATH	55
4.1.1	Deskriptive Analyse der Messergebnisse	55
4.1.1.1	Prüfkörper-Serien mit Wirobond® 280, ohne Bonder.....	55
4.1.1.2	Prüfkörper-Serien mit Wirobond® 280, mit Bonder	58
4.1.1.3	Prüfkörper-Serien mit Wirobond® C, ohne Bonder.....	60
4.1.1.4	Prüfkörper-Serien mit Wirobond® C, mit Bonder	62
4.1.2	Vergleichende Analyse der Messergebnisse.....	64
4.1.2.1	Wirobond® 280 (Vergleich „mit/ ohne Bonder“)	64
4.1.2.2	Wirobond® C (Vergleich „mit/ ohne Bonder“).....	65

4.1.2.3 Vergleich „mit/ ohne Bonder“	66
4.1.2.4 Ohne Bonder (Vergleich „Wirobond® 280/Wirobond® C“)	67
4.1.2.5 Mit Bonder (Vergleich „Wirobond® 280/Wirobond® C“)	68
4.1.2.6 Vergleich „Wirobond® 280/Wirobond® C“	69
4.2 Mikroskopische Untersuchung	71
4.2.1 Prüfkörper-Serien mit Wirobond® 280, ohne Bonder	72
4.2.2 Prüfkörper-Serien mit Wirobond® 280, mit Bonder	74
4.2.3 Prüfkörper-Serien mit Wirobond® C, ohne Bonder	76
4.2.4 Prüfkörper-Serien mit Wirobond® C, mit Bonder	78
4.3 Vergleich der Ergebnisse	80
4.3.1 Wirobond® 280 – ohne Bonder	80
4.3.2 Wirobond® 280 - mit Bonder	80
4.3.3 Wirobond® C - ohne Bonder	81
4.3.4 Wirobond® C- mit Bonder	81
5 Diskussion	83
5.1 Fehlerdiskussion	83
5.1.1 Herstellung der Prüfkörper	83
5.1.2 3-Punkt-Biegeversuch nach SCHWICKERATH	85
5.1.3 Mikroskopische Untersuchung	85
5.2 Diskussion der Messwerte	86
6 Literaturverzeichnis	95
7 Anhang	103
8 Danksagung	108
9 Lebenslauf	109
10 Eidesstattliche Versicherung	109

Abstrakt

Ziel der vorliegenden Arbeit war es Antworten auf die Frage zu finden, ob die Verwendung von Bondern und verschiedenen festen Cobalt-Chrom-Legierungen den Haftverbund im Metall-Keramik-Verbundsystem beeinflussen.

Grundlage für den Versuchsaufbau bildete der 3-Punkt-Biegeversuch nach SCHWICKERATH (DIN EN ISO 9693) [1] zur Bestimmung der Verbundfestigkeit. Dazu wurden Prüfkörper hergestellt, welche sich in dem Weglassen und der Verwendung des Bonders NP Bond® (VITA) und in der Wahl einer festeren (Wirobond® 280) oder weniger festen Dentallegierung (Wirobond® C) unterschieden (BEGO). Als keramisches Verblendmaterial wurde VMK Master® (VITA) verwendet. Eine Prüfkörperserie umfasste jeweils sechs Prüfkörper und wurde in der Herstellung in einigen Parametern, wie Änderung der Washbrand-/Bonderbrandtemperatur, Langzeit- oder schnelle Abkühlung und ein- oder sechsmonatige Einlagerung in Korrosionslösung (DIN EN ISO 10271) [2], variiert. Durch Kombination der Parameter ergaben sich insgesamt 32 unterschiedliche Serien. Im Anschluss an die mechanische Belastungsuntersuchung wurde eine mikroskopische Untersuchung in Form einer Bruchflächenanalyse durchgeführt.

Aus den Ergebnissen konnten folgende Rückschlüsse gezogen werden:

- Bei Wirobond® 280 konnte keine Empfehlung bezüglich der Anwendung des Bonders ausgesprochen werden. Allerdings sollte eine Erhöhung der Bonderbrandtemperatur vermieden werden. Demzufolge sind die Herstellerangaben bei dem System „Wirobond® 280 / Bonder NP Bond®“ einzuhalten.

- Bei Wirobond® C ließ sich eine Tendenz zugunsten des Weglassens des Bonders erkennen. Begründet lag dies in den etwas höheren Verbundfestigkeiten und den zwei statistisch signifikanten Mittelwertunterschieden zugunsten der Prüfkörper ohne Bonder.

→ Daraus ergibt sich, dass der Nutzen eines Bonders zuvor individuell für das vorhergesehene Metall-Keramik-Verbundsystem untersucht werden muss. Bei einem fraglichen Erfolg des Bonders bezüglich einer verbundsteigernden Wirkung, wie bei Wirobond® 280, sollte beim Abwägen der finanzielle Aspekt mitberücksichtigt werden.

- Ohne Bonderverwendung zeigten sich Tendenzen zugunsten der Verwendung von Wirobond® C, mit höheren Verbundfestigkeiten und drei statistisch absicherbaren Mittelwertunterschieden.

- Unter Verwendung des Bonders ergaben sich keine eindeutigen Unterschiede zwischen den Dentallegierungen.

→ Daraus ergibt sich, dass beim Verbundsystem „Wirobond® C / VMK Master®“ etwas höhere Verbundfestigkeiten als mit Wirobond® 280 zu erwarten sind. Zudem erscheint Wirobond® C durch die relativ konstanten Verbundfestigkeiten beständiger gegenüber Veränderungen der Brenntemperaturen und der Art der Abkühlung zu sein.

Kritisch betrachtet erscheint der 3-Punkt-Biegeversuch zu einseitig, da man sich laut Studien auf mehrere Prüfmethode beziehen sollte. Zudem konnte der Einfluss verschieden fester Dentallegierungen auf den Haftverbund nicht hinreichend geklärt werden. Allerdings erscheint die Klärung des selektiven Einflusses des Elastizitätsmoduls auf den Haftverbund im Metall-Keramik-Verbundsystem wird als allgemein fraglich.

Abstract

This thesis aims to answer the question: Does the use of bonding agents and cobalt-chromium-alloys with variable degrees of rigidity have an effect on the bonding strength of metal-fused-to-ceramic-systems?

The 3-point-flexural-test of SCHWICKERATH (DIN EN ISO 9693) [1] served as the basis for the studies. Test samples included omitting or including the bonding agent NP Bond® (VITA) and choosing either a more stable (Wirobond® 280) or more flexible dental alloy (Wirobond® C) (BEGO). The used ceramic was VMK Master® (VITA). One series of test samples contained six test pieces and was varied in some parameters of production, like changing wash-firing-/bonder-firing-temperature, long-term or rapid cooling and being stored in a corrosion-solution (DIN EN ISO 10271) [2] for one or six months. By combining these parameters in different ways a total of 32 test series were produced. After the flexural test, their fractured surfaces were analyzed under a microscope.

The results lead to the following conclusions:

-When using Wirobond® 280, the difference between omitting and using bonding agent was not pronounced. However, rising the bonder-firing-temperature should be avoided. Therefore, manufacturer's instructions should be observed when using the system "Wirobond® 280 /NP Bond®".

-The use of Wirobond® C indicated a trend towards omitting bonding agent. This was caused by slightly higher bond strengths and two statistically significant differences in the averages towards omitting bonding agent.

→In summary, the benefit of using a bonding agent has to be tested specifically for the foreseen metal-fused-to-ceramic-system. If there isn't a stronger compound when using bonding agent, like with Wirobond® 280, a financial aspect has to be considered.

-When omitting bonding agent, some trends are displayed towards using Wirobond® C, with higher bond strengths and three statistically significant differences in averages.

-The use of bonding agent did not show any definite differences between both dental alloys.

→In summary, one can expect slightly increased bond strengths when using the system "Wirobond® C / VMK Master®" compared to Wirobond® 280. Additionally, Wirobond® C seems to be more resistant to variations in firing-temperature and the type of cooling due to consistently high bond strengths.

The results have to be observed critically, because one should not rely on a single testing method.

Furthermore, the influence of various flexible dental alloys on the compound was inconclusive. However, the feasibility of evaluating the specific influence of the elastic modulus on bond strength in a metal-fused-to-ceramic-system is questionable.

1 Einleitung

Im Laufe der Zeit hat in der Zahnmedizin ein bis heute noch fortwährender Prozess der Änderung stattgefunden.

Bei der zahnärztlichen Behandlung ist der ästhetische Aspekt immer weiter in den Vordergrund gerückt und steht mittlerweile neben den Behandlungszielen „Gesundheit“ und „Funktionalität“ mit an erster Stelle.

Vor allem beim festsitzenden Zahnersatz ist dieser Paradigmenwechsel festzustellen. Die Verwendung zahnfarbener Materialien zur Herstellung von Kronen und Brücken war sicherlich mit einer der Gründe dieses Paradigmenwechsels. Zu den zahnfarbenen Materialien zählen Kunststoff und Keramik. Da allerdings zu dieser Zeit vor allem die mechanischen Eigenschaften dieser Materialien allein nicht für eine ausreichende Funktionalität reichten, mussten die Eigenschaften von Metallen und dem zahnfarbenen Material kombiniert werden. So entstand die Verblendtechnik, bei der Metalle für die Kronen- und Brückenuntergerüste verwendet und mit einer Schicht aus Keramik oder Kunststoff verblendet wurden.

Im Verbund der unterschiedlichen Materialien erwiesen sich dabei goldhaltige Dentallegierungen mit Keramik als erfolgsversprechend, was eine neuere Studie von MIKELI et. al. belegt [3]. Allerdings ist die Verwendung dieser Goldlegierungen recht kostspielig und kommt aus diesem Grund für viele Patienten nicht in Frage. Seit der Entwicklung aufbrennfähiger edelmetallfreier Legierungen (kurz EMF-Legierungen) in den achtziger Jahren kann jedoch auch für diese Patienten der Wunsch nach preiswertem, aber qualitativ hochwertigem sowie zahnfarbenem Zahnersatz realisiert werden [4, 5].

Im klinischen Alltag kommt es allerdings fortwährend zu Problemen mit diesem Metall-Keramik-Verbundsystem bei Kronen und Brücken.

Dazu zählt vor allem das Abplatzen der Keramikverblendung von den Metallgerüsten, Chipping genannt.

Um den Verbund von Metall und Keramik zu optimieren, werden und wurden dazu Untersuchungen zu den Bearbeitungsweisen der beiden Materialien angestellt. Dazu zählen unter anderem Studien zur Vorbereitung des Metallgerüstes für die keramische Verblendung und zu dem Brennvorgang der keramischen Massen [6, 7].

Aber nicht allein durch die optimale Verarbeitung von Metall-Keramik-Verbundsystemen sollen klinische Misserfolge vermieden werden. Seit geraumer Zeit werden sogenannte „Bonder“ auf

dem Markt angeboten, welche den Verbund von Metall und Verblendkeramik noch weiter erhöhen sollen.

Ob diese wirklich ihre vorausgesagte Wirkung erzielen, soll in folgender Arbeit geprüft werden. Des Weiteren werden Unterschiede zwischen den verschiedenen edelmetallfreien Cobalt-Basis-Legierungen im Verbund mit der keramischen Verblendung diskutiert. So soll es „weiche“ und „harte“ Cobalt-Basis-Legierungen geben, deren klinischen Erfolge und Misserfolge im Metall-Keramik-Verbund Unterschiede aufweisen sollen. Diese Diskussion soll ebenfalls in dieser Studie untersucht und weiter vertieft werden.

Hierzu werden geeignete Prüfkörper mit variablen Herstellungsparametern angefertigt und mit Hilfe passender In-vitro-Prüfmethoden, wie der chemischen Belastung und dem 3-Punkt-Biegeversuch, auf ihren Metall-Keramik-Verbund untersucht.

Auf diese Weise können beispielsweise sonst gleichermaßen hergestellte Prüfkörper, mit dem einzigen Unterschied der Verwendung und Nicht-Verwendung eines Bonders, miteinander verglichen werden. Somit können Rückschlüsse auf die Effektivität des Bonders gezogen werden.

Gleiches gilt für die Untersuchungen des Metall-Keramik-Haftverbundes bei der Verwendung von Cobalt-Chrom-Legierungen unterschiedlicher Festigkeit. Bei sonst gleichen Herstellungsparametern werden die Prüfkörper mit der „weicheren“ und der „härteren“ Legierung auf ihren Haftverbund untersucht und miteinander verglichen.

Ziel der vorliegenden Untersuchung ist es demnach festzustellen, ob ein neu entwickelter Bonder den keramischen Verbund von Cobalt-Chrom-Legierungen mit unterschiedlichen Festigkeiten beeinflusst.

2 Schrifttum

Um die Versuchsergebnisse im Folgenden deuten und erläutern zu können, müssen zunächst die verwendeten Materialien und Untersuchungsmethoden im Einzelnen betrachtet werden.

2.1 Cobalt-Chrom-Legierungen

In der heutigen prothetischen Zahnheilkunde liegt das Augenmerk seit mehr als 30 Jahren nicht mehr allein auf Edelmetalllegierungen zur Herstellung von Kronen- und Brückengerüsten. Die edelmetallfreien Dentallegierungen, kurz EMF-Legierungen, sind längst nicht mehr nur eine Alternative zu den Edelmetalllegierungen, sondern sind diesen durch ihre mechanischen und physikalischen Eigenschaften laut LINDIGKEIT bereits überlegen. So wird die besondere Härte und die große Starrheit, die durch einen hohen Elastizitätsmodul gekennzeichnet ist, bei diesen Dentallegierungen hervorgehoben [8].

2.1.1 Härte

Die Härte kann mit verschiedenen Verfahren ermittelt werden. Als Beispiel für einen Versuch zur Ermittlung der Härte von Legierungen sei hier auf die Härteprüfung nach VICKERS verwiesen [9]. Die hohe Härte der EMF-Legierungen wird problematisch gesehen. Man diskutiert darüber, ob eine große Härte von über 280 HV zu Abrasionen der Gegenbezahnung führen kann und somit dem natürlichen Kau-system schadet [10]. Zudem wird die Ausarbeitung des Metalls mit Instrumenten erschwert.

2.1.2 Elastizitätsmodul und 0,2 %-Dehngrenze

Im Fall der Ermittlung des Elastizitätsmoduls werden hauptsächlich Zugversuche durchgeführt. Diese Zugversuche beruhen darauf die Längenzunahme eines Prüfkörpers je nach aufgewendeter Zugkraft aufzuzeichnen. Wichtige Werte, die diesen Zugversuchen entnommen werden, sind die 0,2 %-Dehngrenze und der Elastizitätsmodul.

Die 0,2 %-Dehngrenze mit der Einheit MPa gibt den ungefähren Übergang von dem elastischen in das plastische Verformungsverhalten des Materials wieder. Je größer dieser Wert ausfällt, umso starrer ist die Legierung, da eine größere Kraft aufgewendet werden muss, um das Material plastisch zu verformen [10]. Legierungen mit hohen 0,2 %-Dehngrenzen tolerieren somit beispielsweise Einschub- und Abzugkräfte bei Modellgussarbeiten ohne sich dabei plastisch zu deformieren. Bei VMK-Kronen und –Brücken sollte es so sein, dass einwirkende Kaukräfte

keine irreversiblen Verformungen des metallischen Gerüsts nach sich ziehen. Eine irreversible Verformung könnte ansonsten zum Abplatzen der Keramikverblendung führen [11]. In der DIN EN ISO 22674 lautet die Anforderung an eine Dentallegierung für verblendete Kronen und Brücken, die großen Belastungen im Mund ausgesetzt sind (Typ 4-Legierung), mindestens 360 MPa als 0,2 %-Dehngrenze aufzuweisen [12]. Laut EICHNER und KAPPERT sollte die 0,2 %-Dehngrenze jedoch mindestens 450 MPa betragen, um einen sicheren Metall-Keramik-Haftverbund zu erhalten [10].

Den jedoch zumeist verwendeten Parameter aus dem Spannungs-Dehnungs-Diagramm des Zugversuches stellt der Elastizitätsmodul in der Einheit MPa oder GPa dar. Dieser wird während des elastischen Verformungsverhaltens des Materials ermittelt und entspricht der Steigung des Spannungs-Dehnungs-Graphen im genannten Bereich. Je steiler also der Graph im elastischen Bereich ansteigt, umso größer ist der Elastizitätsmodul und umso steifer und fester ist die Legierung. Eine große Steifigkeit bedeutet, dass größere Kräfte aufgewendet werden müssen, um jegliche Dehnung, egal ob reversibel oder irreversibel, zu erreichen.

Legierungen mit einem hohen Elastizitätsmodul zeichnen sich demnach dadurch aus, dass die aus ihnen gefertigten Arbeiten graziler gestaltet werden können, ohne Gefahr zu laufen, dass sie sich bei Belastung elastisch verformen. Somit können bei der Kronen- und Brückentherapie die Zähne durch eine geringere Präparation geschont und der Tragekomfort durch eine verminderte Zahnersatzdicke optimiert werden [10, 13].

Zudem hat die Verarbeitungsweise der Dentallegierung Einfluss auf den Elastizitätsmodul. Laut STRÖBEL gehe es dabei vor allem um die Verarbeitungsparameter/ bzw. -schritte, bei denen es zu Porositäten und Fremdkörpereinschlüssen in der Legierung kommen kann [14]. So bewirken zu hohe Gusstemperaturen durch Gaseinschlüsse eine verminderte Festigkeit der Dentallegierung und somit auch eine Verringerung des vom Hersteller angegebenen Elastizitätsmoduls [14].

2.1.3 Zusammensetzung

Um auf einen weiteren Vorteil der EMF-Legierungen einzugehen, darf auch der finanzielle Aspekt nicht außer Acht gelassen werden. Durch das Fehlen von Edelmetallzusätzen sind die EMF-Legierungen preiswert und zählen somit in der Materialwahl bei feststehendem Zahnersatz zur Regelversorgung [15].

Anfänglich wurden Nickel-Basislegierungen entwickelt [14], welche sich durch hohe mechanische Eigenschaften auswiesen [16]. Da allerdings relativ häufig Allergien gegen Nickel bestehen und die Eigenschaften der Legierungen weiter optimiert werden sollten, griff man auf

andere unedle Elemente zurück [17, 11]. Laut MIRKOVIC sind Nickel-Chrom-Legierungen zudem im Metall-Keramik-Haftverbund anderen EMF-Legierungen unterlegen [18].

So feierten Cobalt-Basislegierungen bald klinische Erfolge. Dabei zeichnen sich gerade die Cobalt-Chrom-Legierungen durch ihre besonders große Festigkeit aus, wie JAKSTAT beschreibt [19]. Cobalt, als Hauptlegierungsbestandteil mit ungefähr 60 % , und Chrom mit 20-30 % bilden Mischkristalle, wie den an Cobalt reichen, kubischen ϵ -Mischkristall, und eine intermetallische Phase. Der σ -Kristall besteht aus einem tetragonalen Kristallgitter, was zu der angesprochenen Härte um ca. 300 HV10 führt [14]. Das Metall Chrom setzt durch Bildung einer passiven Oxidschicht die Korrosionsbeständigkeit stark herauf, wodurch die Cobalt-Chrom-Legierungen auch in dieser Hinsicht mit den Edelmetalllegierungen vergleichbar sind [14]. Diese vorrangig für Modellgussarbeiten genutzten Cobalt-Basislegierungen wurden durch verschiedene Zusätze in ihren Eigenschaften modifiziert und somit auch für andere Einsatzbereiche verfügbar gemacht.

So sind seit den 80er-Jahren aufbrennfähige Cobalt-Chrom-Legierungen auf dem Dentalmarkt und seitdem auch sehr geschätzt [16, 20].

Damit eine Dentallegierung mit Keramik verblendet werden und somit als „aufbrennfähig“ deklariert werden kann, müssen der Legierung Elemente zulegiert werden, die sehr unedel sind und damit leicht oxidieren. Die Bildung von Haftoxiden wirkt sich positiv auf den Haftverbund von Metall und Keramik aus (siehe Kapitel 2.3.5). Solche Haftoxidbildner sind beispielsweise bereits durch das Chrom in den Cobalt-Basislegierungen enthalten, können allerdings auch zusätzlich durch das Zulegieren von Gallium oder Cer in ihrer Wirkung verstärkt werden [11].

Desweiteren sollte eine Annäherung der Wärmeausdehnungskoeffizienten von Legierung und Keramik gewährleistet sein, um einen sicheren Verbund der beiden Materialien zu erzielen (siehe dazu Kapitel 2.1.4) [11, 21, 22].

In folgender Tabelle sind die einzelnen Bestandteile der in dieser Arbeit verwendeten Cobalt-Chrom-Legierungen mit ihren Eigenschaften aufgelistet (vgl. Tab. 1) [11, 14].

2 Schrifttum

Element (Abkürzung im PSE/ Ordnungszahl im PSE/ Atomgewicht)	Eigenschaften und Aufgaben in der Legierung
Cobalt (Co/ 27/ 58,933)	- Hauptbestandteil der CoCr-Legierungen - bestimmt zusammen mit Chrom den WAK der Legierung
Chrom (Cr/ 24/ 51,996)	- Haftoxidbildner - führt zu Gitterverspannungen - erhöht Korrosionsbeständigkeit und mechanische Eigenschaften (Härte)
Molybdän (Mo/ 42/ 95,96)	- Haftoxidbildner - bewirkt durch hohen Schmelzpunkt eine Kornverfeinerung - erhöht Korrosionsbeständigkeit und mechanische Eigenschaften - verbindet sich ggf. mit Kohlenstoff und schützt so vor einer Aufkohlung
Wolfram (W/ 74/ 183,84)	- Haftoxidbildner - Kornverfeinerung - erhöht Korrosionsbeständigkeit und mechanische Eigenschaften
Gallium (Ga/ 31/ 69,723)	- Haftoxidbildner - setzt das Schmelzintervall herab - vermindert mechanische Eigenschaften
Silizium (Si/ 14/ 28,086)	- wirkt als Desoxidationsmittel in der Schmelze, indem es oxidiert und so eine schützende Oxidschicht auf der Schmelze bildet - erhöht Schmelzfließfähigkeit und mechanische Eigenschaften
Mangan (Mn/ 25/ 54,938)	- Desoxidationsmittel - Kornverfeinerung - Haftoxidbildner
Eisen (Fe/ 26/ 55,845)	- führt zu Gitterverspannungen - erhöht mechanische Eigenschaften - Haftoxidbildner
Cer (Ce/ 58/ 140,12)	- Haftoxidbildner

Tabelle 1: Die einzelnen Legierungsbestandteile der in dieser Studie verwendeten Cobalt-Chrom-Legierungen und ihre Eigenschaften

2.1.4 Wärmeausdehnungskoeffizient

Bei dem Wärmeausdehnungskoeffizienten, kurz WAK, handelt es sich um ein Maß für die lineare Ausdehnung von Materialien bei Erwärmung. Die Einheit wird in $10^{-6} \cdot \text{K}^{-1}$ angegeben.

Um einen stabilen Metall-Keramik-Verbund zu erzielen, ist es wichtig, dass sich die WAK-Werte von Metall und Keramik ähneln. Wäre der WAK vom Metall größer als der WAK der Keramik, so würde das Metallgerüst bei einer Abkühlung stärker kontrahieren als die keramische Verblendung. Daraus resultieren Druckspannungen in der keramischen Verblendung, was zu Abplatzungen der Verblendung führen kann. Auf der anderen Seite würden bei einem größeren WAK der Keramik Zugspannungen innerhalb der Verblendung entstehen, da sich in diesem Fall bei einer Abkühlung die keramische Verblendung stärker zusammenzieht als das Metallgerüst. Dadurch bestünde die Gefahr der Rissbildung innerhalb der Keramik, welche Frakturen begünstigt [21, 22].

Laut KUBIAK-EßMANN soll sich ein geringfügig größerer WAK des Metalls günstig auf den Metall-Keramik-Verbund auswirken. Die dadurch erzeugten minimalen Druckspannungen sollen die keramische Verblendung auf dem Metallgerüst stabilisieren [17, 10, 11, 22]. Der WAK wird durch die Zusammensetzung der Legierung bestimmt. Den größten Einfluss haben dabei die Hauptkomponenten, in diesem Fall Cobalt und Chrom [11, 14].

Einer Studie von LOPES et. al. zufolge lässt sich keine Korrelation zwischen der Verbundfestigkeit und WAK-Unterschieden der verwendeten Materialien herstellen [23]. Grund dafür könnte die Wahl der Dentallegierung, wie hier Nickel-Chrom- und Palladium-Silber-Legierungen, und der Prüfmethode, die in dieser Studie ein Zugversuch war, gewesen sein.

2.2 Dentalkeramik

Laut HÜLSENBERG handelt es sich bei Keramik um einen Werkstoff, der anorganisch-nichtmetallischer Natur ist und durch eine Wärmebehandlung von der Pulverform in eine kristalline, massive Form überführt werden kann [24, 25, 26].

2.2.1 Zusammensetzung

Die keramischen Werkstoffe setzen sich im Groben aus Feldspäten, Quarz und Kaolin zusammen. Die verschiedensten Keramikarten erklären sich durch unterschiedliche Massenzusammensetzungen dieser drei Hauptbestandteile [10, 19].

Beispielsweise besteht das aus dem Haushalt bekannte Porzellan hauptsächlich aus Kaolin. Quarz und Feldspäte bilden dabei einen geringfügigeren Anteil. Anders stellt sich die Zusammensetzung von dentalkeramischen Massen dar. Hier bilden die Feldspäte den größten Anteil [10].

2.2.2 Feldspäte

Bei den Feldspäten handelt es sich um mischkristalline Minerale, welche natürlich vorkommendes Gestein bilden [27]. Im Mischkristall sind vorwiegend folgende Komponenten enthalten: Kalifeldspat (Orthoklas; $K_2O \cdot Al_2O_3 \cdot 6SiO_2$), Natronfeldspat (Albit; $Na_2O \cdot Al_2O_3 \cdot 6SiO_2$) und Kalkfeldspat (Anorthit; $CaO \cdot Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$). Feldspäte besitzen eine Härte von ungefähr 6 nach Mohs.

Eine wichtige Eigenschaft der Feldspäte stellt das Schmelzverhalten dar. Unter den Silikaten besitzen die Feldspäte die niedrigsten Schmelztemperaturen. Kali- und Natronfeldspäte schmelzen bereits bei einer Temperatur von 1150 °C. Diese können durch die Bildung einer Schmelze bei recht niedrigen Temperaturen feste Bestandteile umschließen und somit als Masse zusammenhalten. Dadurch stellen die Feldspäte das Grundgerüst der Dentalkeramik dar [19].

Allerdings schmelzen bei dieser Temperatur nicht alle Feldspatkristalle kongruent. So zersetzen sich die Kalifeldspäte zunächst in eine quarzreiche Schmelze und eine kristalline Leuzitphase, welche erst bei einer Temperatur von 1520 °C vollständig schmilzt. Durch die Leuzitkristalle behält die Schmelze unterhalb der Leuzit-Schmelztemperatur eine gewisse Standfestigkeit, was bei dem Brennvorgang in der dentalen Verblendtechnik von Vorteil ist. Somit bleibt die Form der geschichteten Verblendung beim Brennen beständig [10, 11, 19].

Die Leuzitphase bestimmt zudem größtenteils den WAK der Dentalkeramik, welcher bei der Verblendtechnik von großem Interesse ist. So kann der WAK mittels Steuerung des Gehalts der verschiedenen Leuzitkristallmodifikationen eingestellt werden [10]. Zu diesen Modifikationen zählen der kubische Leuzitkristall, das Hochleuzit, und der tetragonale Leuzitkristall, das Tiefleuzit. Während das Hochleuzit einen WAK von $10 \cdot 10^{-6} \cdot K^{-1}$ hat, besitzt das Tiefleuzit einen deutlich höheren WAK von ungefähr $20 \cdot 10^{-6} \cdot K^{-1}$. Durch die Variierung des Verhältnisses von Hoch- und Tiefleuzitkristallen in der Dentalkeramik kann ein WAK erzeugt werden, welcher genau auf den WAK einer Aufbrennlegierung abgestimmt werden kann [19].

Die Ausbildung von Hoch- und Tiefleuzitkristallen ist temperaturabhängig. Ab einer Temperatur von 800 °C bildet sich das Hochleuzit mit seinem geringeren WAK. Kühlt man die Dentalkeramik auf Temperaturen unter 625 °C ab, entsteht das Tiefleuzit, welches den WAK der Dentalkeramik ansteigen lässt. Bei dem keramischen Brennprozess (siehe Kapitel 2.2.10) kann so der WAK anhand von Brennparametern, wie der Brenntemperatur, ihrer Haltezeit oder der Abkühlungszeit, verändert werden. Lässt man die gesinterte Dentalkeramik beispielsweise langsam abkühlen, bilden sich vermehrt Leuzitkristalle, die den WAK ansteigen lassen [14]. Bei dieser sogenannten Langzeitabkühlung wird das Brenngut innerhalb von 6 min von der Brenntemperatur auf die Glastransformationstemperatur abgekühlt [28]. Die

Glastransformationstemperatur, kurz TG, beschreibt die Temperatur, bei der die Glasschmelze plastisch erstarrt [25].

Die durch die Langzeitabkühlung erzielte Steigerung des Leuzitgehalts bewirkt zudem eine vergrößerte Bruchfestigkeit der Dentalkeramik [21]. Ob eine Langzeitabkühlung im Sinne einer Verbesserung des WAK-Metall/Keramik-Verhältnisses indiziert ist, kann den Herstellerangaben der Aufbrennlegierung oder der Verblendkeramik entnommen werden.

Ebenso hat die Häufigkeit der Brände einen Einfluss auf den WAK. Je öfter ein Brenngut dem Brennprozess unterzogen wird, umso größer wird bei inkongruentem Schmelzverhalten zum einen der Gehalt an Tiefleuzit und zum anderen der WAK. Laut CAESAR vergrößert sich dieser um 0,2 % pro zusätzlichem Brand [21].

2.2.3 Quarz

Als prozentual zweithäufigster Grundstoff und auch Hauptbestandteil der Dentalkeramik gilt Quarz.

Bei dem Quarz handelt es sich ebenfalls um ein natürlich vorkommendes Mineral. Er besteht aus Siliziumdioxid und stellt eine bei Raumtemperaturen stabile Kristallmodifikation dar. Dabei spricht man laut SCHOLZE auch vom Tief-Quarz [29].

Quarz besitzt eine Härte von 7 nach Mohs, was der Dentalkeramik ihre besondere Härte verleiht [22]. Zudem ist Quarz farblos und führt so zu einer weiteren dentalkeramischen Eigenschaft, der Transparenz [30].

Die Quarzschmelze ummantelt in Dentalkeramiken noch nicht geschmolzene keramische Kristalle, zum Beispiel die Leuzitkristalle, und ist demnach zusätzlich für den Zusammenhalt der einzelnen keramischen Komponenten verantwortlich [10, 11, 31].

2.2.4 Kaolin

Besser bekannt als Porzellanerde ist der Kaolin, ein Verwitterungsprodukt aus Feldspäten. Laut EICHNER handelt es sich dabei chemisch gesehen um Aluminiumsilikate, bei denen das Wasser als Hydroxidgruppen angehängt sei und nicht eingelagert wird [10]. Die spezielle Schichtstruktur der Kaoline bewirkt eine hohe Standfestigkeit bei Brennprozessen. Allerdings sind Kaoline aufgrund ihrer verminderten mechanischen Festigkeit nur noch in geringen Anteilen in dentalkeramischen Massen enthalten. Zur Aufrechterhaltung der Standfestigkeit der Dentalkeramiken beim Modellieren müssen somit andere Zusatzstoffe eingesetzt werden. Stärke, als Mittel der Wahl, ist häufig der Modellierflüssigkeit für keramische Massen zugesetzt. Dieses kann bei dem Brennvorgang rückstandlos verbrennen und beeinflusst somit die Eigenschaften der gesinterten Keramik nicht negativ [10, 11, 19].

2.2.5 Zusätze

Den keramischen Massen sind noch weitere Stoffe zugesetzt, welche aber hinsichtlich ihrer geringen Mengen in den Hintergrund rücken.

So werden Flussmittel, wie beispielsweise Kaliumcarbonat und Natriumcarbonat, eingesetzt, um die Erweichungs- und Schmelztemperaturen mancher keramischer Inhaltsstoffe zu verringern. Somit wird die Fließfähigkeit dieser Inhaltsstoffe beim Brennvorgang sichergestellt [10].

Sogenannte Netzwerkzähler, wie Alkalioxide oder Erdalkalien, erzielen ähnlich wie die Flussmittel eine Erniedrigung des Schmelzbereiches des Quarzes [11].

Zur Farbgebung und Verbesserung des Metall-Keramik-Verbundes werden zusätzliche Metalloxide eingesetzt [10, 11]. Aluminiumoxid, Zirkondioxid oder Titanoxid stellen einige Vertreter zur Verbundverbesserung dar. Zusätzlich bewirken sie eine Steigerung der Bruchfestigkeit und werden zur Anpassung des WAKs an die Legierung genutzt [11].

Zu den farbgebenden Metalloxiden gehört beispielsweise das Eisenoxid. Weitere Farbeindrücke in keramischen Massen werden durch die Zugabe von Pigmenten erreicht [22].

2.2.6 Einteilungen

Durch verschiedene Massenzusammensetzungen und Bearbeitungsweisen der drei Hauptbestandteile ergeben sich viele einzelne Keramikklassen, die teilweise schwierig zu unterscheiden sind. Das Gebiet der Dentalkeramiken ist recht breit gefächert.

Es ist möglich die Dentalkeramiken unter anderem nach Verwendungsgebiet, Herstellungsverfahren oder ihren chemischen Zusammensetzungen zu unterteilen (vgl. Abb.1).

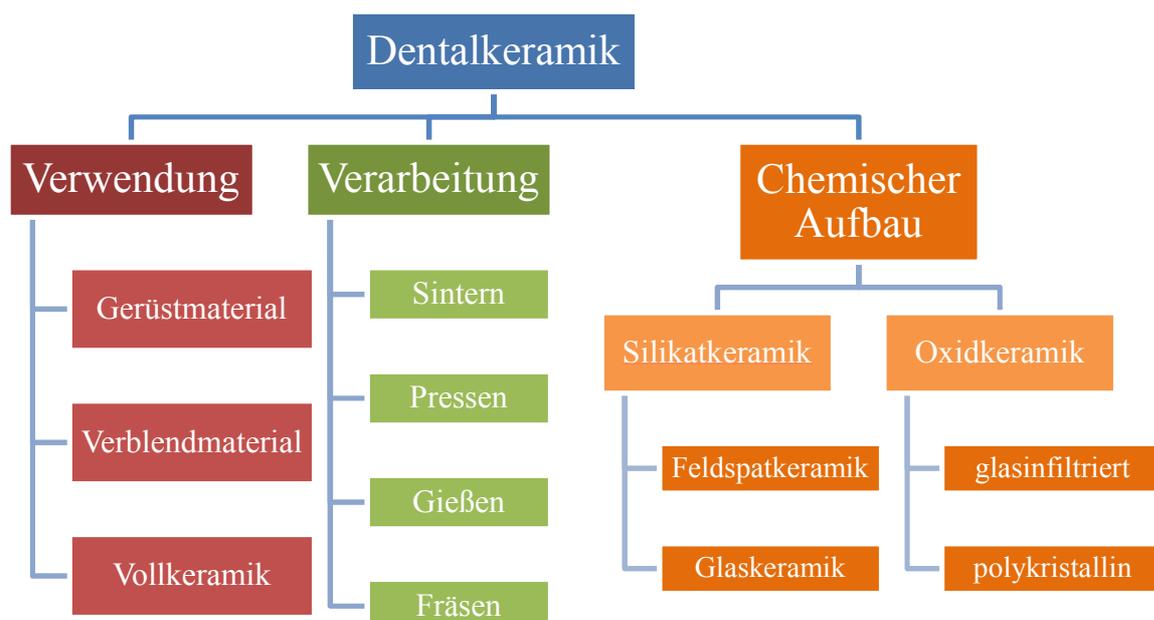


Abbildung 1: Einteilungsmöglichkeiten der Dentalkeramiken

Der Übersichtlichkeit halber wird hier die Einteilung nach chemischer Zusammensetzung verwendet [32]. Die erste große Gruppe, die Silikatkeramik, lässt sich in die Glas- und Feldspatkeramik unterteilen. Der Begriff „Glaskeramik“ wird in dem Dentalbereich auch als Synonym für die allgemeine Mischung von Gläsern und Keramiken gebraucht [33, 34], worunter dann auch die Feldspatkeramik und glasinfiltrierte Oxidkeramik fällt. Allerdings ist die Herstellung dieser unterschiedlich und sollte immer gesondert beachtet werden, um Missverständnisse zu vermeiden. Daher wird in dieser Arbeit der Begriff „Glaskeramik“ als Synonym für eine Dentalkeramikart genutzt (siehe Kapitel 2.2.7).

2.2.7 Glaskeramik

Bei der Glaskeramik sollte zunächst der Begriff „Glas“ erläutert werden.

Unter dem Werkstoff Glas versteht man laut SCHAEFFER und LANGFELD eine feste, amorphe Masse mit vorwiegend transparenten Eigenschaften. Amorph bedeutet, dass in dem Glas keinerlei Kristallstruktur vorhanden ist. Somit ähnelt Glas in seiner Struktur einer Schmelze oder Flüssigkeit, mit dem Unterschied, dass das Glas in dessen Struktur fest ist [35]. Hergestellt wird es durch das Zusammenschmelzen von Siliziumdioxiden (SiO_2 , Quarz), Natriumcarbonaten (Na_2CO_3), Natriumsulfaten (NaSO_4), Kalziumcarbonaten (CaCO_3) und /oder Kaliumcarbonaten (K_2CO_3).

Bei dem hier verwendeten Begriff „Glaskeramik“ können durch Veränderungen der Zusammensetzung und Zugabe von Kristallkeimbildnern auch Gläser mit sekundärer, kristalliner Struktur erzeugt werden. Diese Glaskeramiken werden im heutigen zahntechnischen Gebrauch für Arbeiten genutzt, die mit Hilfe der Presstechnik hergestellt werden [36].

2.2.8 Feldspatkeramik

Die Feldspatkeramik ähnele in ihrer Zusammensetzung zwar stark der Glaskeramik, sei allerdings von dieser laut TINSCHERT abzugrenzen, da die Ausgangsstrukturen der Feldspatkeramik größtenteils bereits kristallin seien [36]. So entsteht erst später bei dem Sinterprozess unter anderem eine Glasmatrix [37]. Diese umschließt hierbei Leuzitkristalle, die während des Sintervorganges aus kristallinen Kalifeldspaten entstanden sind (siehe Kapitel 2.2.2). Die Feldspatkeramik findet heutzutage Anwendung in der Verblendtechnik und ist hier auch als „konventionelle Keramik“ oder „Leuzitkeramik“ bekannt [37]. Wird die Bildung der Glasphase in der Feldspatkeramik reduziert, so verringert sich die Transluzenz. Es resultiert eine eher deckende als lichtdurchlässige, keramische Masse, der sogenannte Opaquer oder auch als Grundmasse bekannt. In der Verblendtechnik wird der Opaquer zur Abdeckung der dunklen Metalloberfläche genutzt [11].

2.2.9 Oxidkeramik

Die zweite große Gruppe der Dentalkeramiken, die Oxidkeramik, setzt sich aus der glasinfiltrierten und der polykristallinen Variante zusammen [32].

Bei den glasinfiltrierten Oxidkeramiken wird ein Grundgerüst aus Oxiden nachträglich mit Lathanglas infiltriert. Demnach werden Poren im Gerüst mit einer Glasphase gefüllt [17, 37]. Diese Dentalkeramik eignet sich zur Sintertechnik oder zum Fräsen und wird vor allem als Gerüstmaterial verwendet.

Die polykristalline Oxidkeramik besteht hauptsächlich aus Oxiden (Al_2O_3 , MgO , ZrO_2 , MgAl_2O_4 , TiO_2) und ist frei von Glasphasen. Durch die Verwendung eines reinen Werkstoffes gelingt eine homogene, kristalline Struktur. Aus diesem Grund können die gewünschten Werkstücke lediglich aus einem vorgefertigten Keramikblock gefräst werden [37]. Zudem ist die polykristalline Oxidkeramik aufgrund der Glasfreiheit zumeist opak, wodurch sich ihr Verwendungsgebiet in der Zahnheilkunde eher auf den Gerüstbereich von feststehendem Zahnersatz beschränkt [38].

Das Fehlen einer Glasphase begünstigt laut RINKE auch die chemische Beständigkeit der Oxidkeramik. Risswachstum und die Korrosion eines Risses in der Dentalkeramik sind dabei stark mit der Feuchtigkeit innerhalb der Glasphase korreliert, womit glasfreie Oxidkeramiken auf Dauer gesehen beständiger sind [37].

2.2.10 Verarbeitung

Die Dentalkeramiken können mit Hilfe verschiedener Methoden ausgehend von der Rohmasse in die gewünschte Endform überführt werden (vgl. Abb. 1).

Um die Übersicht zu wahren, wird an dieser Stelle lediglich die in den Untersuchungen praktizierte Sinter-Technik erläutert.

Der Begriff Sintern beschreibt das Verdichten eines porösen oder pulverförmigen Mehrstoffgefüges, in diesem Fall der keramischen und bereits geformten Rohmasse, zu einem zusammenhängenden Feststoff unter einer Temperaturbehandlung [10, 25, 39].

Das Verdichten beruht beispielsweise im Fall der Feldspatkeramik darauf, dass sich ab 800 °C Feldspatkristalle zersetzen, wobei zeitgleich eine quarzreiche Schmelze und feste Leuzitkristalle entstehen. Die Schmelze umschließt dabei die Leuzitkristalle. Beim Abkühlen erstarrt die Schmelze wieder und es entsteht ein Feststoff, bei welchem die Leuzitkristalle in der Glasphase eingebettet sind (siehe Kapitel 2.2.2).

Allerdings werden beim Sintern im Dentallabor nicht alle Porositäten und Hohlräume innerhalb des Festkörpers verdichtet. Berücksichtigt man jedoch auch neben der Temperatur weitere Parameter, wie Druck, Dauer der Temperaturkonstanz und Geschwindigkeit des

2 Schrifttum

Temperaturanstiegs und der Abkühlung, so kann der Anteil der Porositäten verringert werden [11]. In der Hersteller-Gebrauchsanweisung ist daher für jede Dentalkeramik eine Brenntabelle mit den für das Material empfohlenen Brennparametern zu finden. Ein Beispiel einer solchen Brenntabelle ist in der Tabelle 2 aufgeführt.

Vt. in °C	→min	↗min	↗°C/min	Temp. ca. °C	→min	Vac. min
500	2.00	5.45	80	960	1.00	5.45

Tabelle 2: Brenntabelle eines beispielhaften Brennvorganges

Die verwendeten Symbole und Abkürzungen in den Brenntabellen werden in nachfolgender Tabelle erläutert (vgl. Tab. 3).

Symbol	Bedeutung
Vt. in °C	Starttemperatur in °C
→min	Vortrockenzeit in Minuten, Schließzeit des Ofendeckels
↗min	Temperaturanstiegszeit in Minuten
↗°C/min	Temperaturanstieg in °C pro Minute
Temp. ca. °C	End- / Brenntemperatur in °C
→min	Haltezeit für Endtemperatur in Minuten
Vac. min	Haltezeit für Vakuum in Minuten

Tabelle 3: Symbole und Erläuterungen zur Brenntabelle

2.2.11 Schrumpfung und Verdichtung des keramischen Gefüges

Beim Sintervorgang schrumpft das Volumen der Keramik. Grund dafür sind zum einen die in der Keramikrohmasse enthaltenen Poren und Hohlräume, die durch die Glasphase während des Brennens zum größten Teil wieder gefüllt werden. Um diese Schrumpfung ein wenig zu reduzieren, werden die Dentalkeramiken in der Produktion bereits vorab gebrannt, was auch als Fritten bezeichnet wird. Das erstarrte Produkt, die Fritte, wird dann wieder zermahlen und es entsteht das gebrauchsfertige Keramikpulver. Durch das Fritten werden im Allgemeinen die Poren- und Hohlraumanzahl reduziert, was beim eigentlichen Brennvorgang im Dentallabor zu einer verminderten Volumenschrumpfung führt [22].

Zusätzlich besitzt das Liquid zum Modellieren einen Einfluss auf die Schrumpfung der Keramik. Laut KOCHS bewirkt eine dickflüssigere Konsistenz der Opaquermasse zudem eine Steigerung des Metall-Keramik-Haftverbundes [40]. Der Gebrauch von viel Liquid in der modellierten Masse erhöht die Schrumpfung, da das enthaltene Wasser im Ofen verdampft. Daher wird dazu

geraten der modellierten Masse mit einem Papiertuch die restliche Feuchtigkeit zu entziehen und die Masse so bereits vor dem Brennvorgang zu verdichten. Auch mit dem sogenannten Riffeln lässt sich durch leichte Erschütterung eine Kondensation der keramischen Masse erreichen [41]. Die Restfeuchtigkeit verdampft im Brennofen in der dazu vorgesehenen Vorwärm- bzw. Trockenzeit. Bei der Vorwärmtemperatur verdunsten ebenfalls die Bindemittel Stärke und Leim, wodurch eine weitere Verdichtung der keramischen Masse erfolgt [10].

Durch die oben genannten Maßnahmen beläuft sich die keramische Schrumpfung auf eine händelbare Dimension, die laut TINSCHERT und NATT allerdings noch bei bis zu 15 % linear liegt [36].

Durch die Entwicklung des Vakuum-Verfahrens, bei dem der Brennvorgang unter Vakuum-Bedingung abläuft, konnte eine zusätzliche Verdichtung des keramischen Gefüges erzielt werden. Das Vakuum bedingt eine Verringerung der Blasenbildung innerhalb der Keramik, indem die eingeschlossenen Gase an die Keramikoberfläche gelangen und dort entweichen können. Ein weiterer positiver Effekt dabei ist die Steigerung der Transparenz und der Festigkeit der Dentalkeramik. Der Glanzbrand wird allerdings nicht unter Vakuum-Bedingungen geführt, da ansonsten verbliebene Restgase aus der Tiefe der Keramik an die Oberfläche gelangen können und dort zu Rauigkeiten führen würden [10].

2.3 Haftmechanismen und Bonder

Bei der dentalen Verblendtechnik werden verschiedenste Materialien verarbeitet. Aufgrund der Differenzen zwischen den Materialien besteht eine große Schwierigkeit darin, einen Verbund zwischen diesen herzustellen, um klinische Misserfolge, wie Abplatzungen der Verblendung vom Metallgerüst oder Sprünge innerhalb der Keramik, zu vermeiden [22].

2.3.1 Die Haftmechanismen

Ein Verbund zwischen der Dentallegierung und der Keramik kann über vielerlei Haftmechanismen entstehen (vgl. Abb.2) [10, 11, 42].

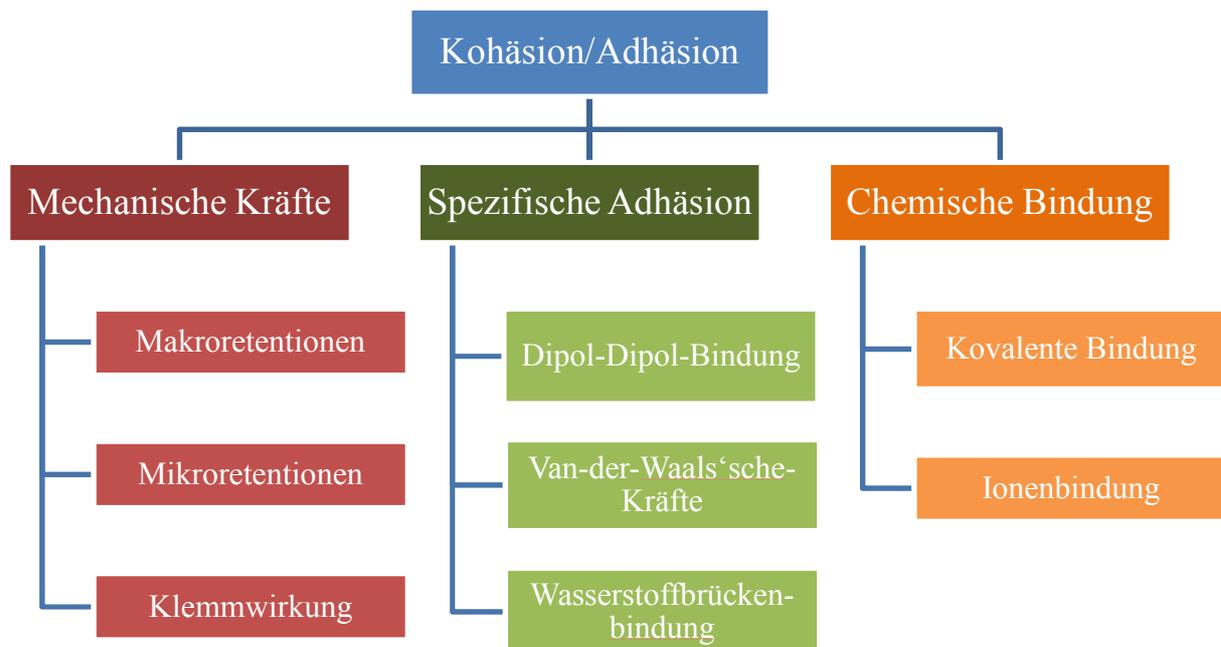


Abbildung 2: Unterteilung der Haftmechanismen bei Metall-Keramik-Verbundsystemen

So unterscheidet man beispielsweise die Kohäsion und Adhäsion voneinander. Bei der Kohäsion handelt es sich um eine Haftung innerhalb eines Stoffes, während die Adhäsion den Verbund zweier verschiedener Stoffe darstellt.

Beiden liegen im Allgemeinen verschiedene Kräfte zugrunde, die zu einem Zusammenhalt der Moleküle, Kristalle und Stoffe beitragen (vgl. Abb.2) [10, 42, 43].

2.3.2 Mechanische Kräfte

Bereits auf der makro- und mikroskopischen Ebene kann es zu einem Zusammenhalt kommen. So handelt es sich bei den sogenannten mechanischen Kräften um Interaktionen an den strukturellen Grenzflächen zweier Stoffe oder eines Stoffes. Durch Bearbeitung der Oberfläche eines Materials, beispielsweise durch Abstrahlen einer Metalloberfläche mit Korund, wird diese auf mikroskopischer Ebene angeraut, was zu einer Vergrößerung der verbundfähigen Fläche führt. Dies wird auch als Mikroretention bezeichnet [11]. Wird die angeraute Fläche nun mit einem anderen Stoff benetzt, so kann dieser die entstanden Rauigkeiten auffüllen. Vereinfacht gesagt, handelt es sich um eine Verzahnung beider Stoffe, welche einen stärkeren Verbund aufweist als das Aneinanderhaften zweier glatter Flächen [42]. Studien, wie die von GOLEBIEWSKI et. al., belegen, dass die Vorbehandlung der metallischen Oberfläche mit Aluminiumdioxid (Korund), eine signifikante Erhöhung der Haftkraft zwischen Metall und Keramikverblendung erzielt [44].

Auf makroskopischer Ebene kann man ebenfalls mit Retentionen, den Makroretentionen, arbeiten. Beispielhaft für die Verblendung mit Kunststoff ist das Anbringen von Retentionsperlen auf der sonst glatten Oberfläche von Metall. Beim Verblenden einer solchen Metalloberfläche kann das Verblendmaterial die Retentionsperlen umschließen und somit für einen verbesserten Verbund sorgen. Solche Makroretentionen können allerdings die Ästhetik der Verblendung negativ beeinflussen, da sie teilweise optisch schwierig abzudecken sind [10].

Die sogenannte Klemmwirkung in Metall-Keramik-Verbundsystemen gehört ebenfalls zu den mechanischen Kräften. Durch die bearbeitungsbedingten Schrumpfungen der keramischen Verblendmasse während des Brennvorgangs (siehe Kapitel 2.2.11) kommt es dazu, dass die Keramik dem Metallgerüst aufgeklemt wird. Man redet daher auch vom „Aufschrumpfen“ [10, 11].

2.3.3 Spezifische Adhäsion

Bei den adhäsiven Kräften handelt es sich um Wechselwirkungen der Stoffe auf molekularer und atomarer Ebene, welche nicht auf kovalenten Bindungen, den Elektronenpaarbindungen, beruhen. Vertreter dieser Gruppe sind die van-der-Waals-Kräfte.

Bei den van-der-Waals-Kräften handelt es sich um zwischenmolekulare Kräfte, die u. a. durch Dipole entstehen.

Durch die Bewegung der zeitlichen und räumlichen Verschiebung der Ladungsverteilung innerhalb eines Moleküls entstehen positiv und negativ geladene Areale. Nähern sich unterschiedlich geladene Seiten zweier spontaner Dipole an, so ziehen sie sich an. Die entstehende Bindung ist allerdings nicht dauerhaft und relativ schwach [45, 46, 47, 48].

Entstehen solche Dipole jedoch aufgrund unterschiedlicher Elektronegativitäten der Atome in Molekülen, so spricht man von permanenten Dipolen und polaren Molekülen. Die resultierenden Dipol-Dipol-Kräfte sind stärker als die der spontanen Dipole [46].

Als weiterer Vertreter der adhäsiven Kräfte sei hier noch auf die Wasserstoffbrückenbindungen verwiesen. Grundlegend für diese Brückenbindung ist die Bindung von Wasserstoff vornehmlich mit Sauerstoff, Stickstoff oder Fluor. Diesen drei Elementen gemeinsam ist ihre höhere Elektronegativität gegenüber dem Wasserstoff. Demnach ziehen die elektronegativeren Atome stärker an dem gemeinsamen Elektronenpaar, wodurch diese Atome negativ und das Wasserstoffatom positiv polarisiert werden. Treffen mehrere polarisierte Wasserstoffbindungen aufeinander, so ziehen sich die negativ polarisierten Atome des einen Moleküls und die positiv polarisierten Wasserstoffatom des anderen Moleküls an und bilden die sogenannten Wasserstoffbrückenbindungen [45, 46, 47, 48].

Die adhäsiven Kräfte verstärken zwar den Verbund zwischen zwei Stoffen oder innerhalb eines Stoffes, sind allerdings aufgrund ihrer eher schwächeren Bindungsenergie gegenüber den chemischen Bindungen instabiler. So können durch Energiezufuhr, beispielsweise induziert durch eine Temperaturerhöhung, diese Bindungen leichter auseinanderbrechen [46].

2.3.4 Chemische Bindung

Zu der Gruppe der chemischen Bindung gehören die kovalente Bindung, die Ionenbindung und die Metallbindung.

Bei der kovalenten Bindung handelt es sich um die Elektronenpaarbindung vor allem bei Nichtmetallen [46, 47, 48]. Der Übersichtlichkeit halber wird an dieser Stelle auf eine detaillierte Erklärung verzichtet.

Eine Ionenbindung tritt auf, wenn sich positiv oder negativ geladene Moleküle oder Atome, die Ionen, elektrostatisch anziehen. Dies geschieht in der Regel bei Bindungen von Metall- und Nichtmetallionen [46, 47, 48]. Im festen Zustand bilden sich Ionenkristalle, welche Grundlage der Kristalle in keramischen Massen sind [25].

Bei Metallen (elementar oder Legierungen) führt die Metallbindung zum Zusammenhalt. Dabei bilden Metalle ein Metallgitter mit positiv geladenen Metallatomrümpfen als Gitterpunkte. Die Elektronen der äußersten Valenzschale, die Valenzelektronen, der Metallatome bewegen sich dabei frei innerhalb der Grenzen dieses Gitters [46, 48].

2.3.5 Metall-Keramik-Verbund

Aus den vorangehenden Kapiteln geht hervor, dass sich der Metall-Keramik-Verbund aus verschiedenen Bindungsarten und Anziehungskräften zusammensetzt. Während das Metallgerüst aus Metallgittern besteht, halten die keramischen Massen vorwiegend durch kovalente und Ionenbindungen zusammen. Wichtig für den Verbund sind allerdings die Grenzflächen beider Materialien [11].

Durch die Oberflächenbearbeitung des Metallgerüsts mittels Abstrahlen werden Mikroretentionen erzeugt. Wird nun die erste keramische Schicht in leicht flüssiger Konsistenz, als Washbrandauftrag, einmassiert, so können kleine keramische Bestandteile in die Porositäten eindringen und dort beim Brand erhärten. Die dadurch erzeugte mechanische Haftung trägt laut MARXKORS und STRIETZEL zu einem erhöhten Haftverbund bei [17, 49], was auch Studien von LOMBARDO et. al. und OLIVEIRA DE VASCONCELLOS beweisen [50, 51]. Laut KRUG et. al. ergeben sich dabei keine Unterschiede in den Verbundfestigkeiten bei der Verwendung von gegossener, CAD/CAM-gefräster oder gesinterter Cobalt-Chrom-Legierung [52]. Bei einer anschließenden Wärmebehandlung bei zu hoch gewählten Temperaturen (z.B.

beim Aufbrennen der Keramik) kann es laut STRÖBEL dazu kommen, dass dieser oberflächliche „Metalloxid-Nadelrasen“ zerfließt. Dadurch ist der mikroretentive Haftmechanismus beeinträchtigt und es resultiert eine Verbundfestigkeitsabnahme [14]. Dies zeigen auch die Studien von PRITZEL oder HOOPMANN [53, 54]. Allerdings besagt eine Studie von DE VASCONELLOS et. al., dass auch eine erhöhte Brenntemperatur zur Steigerung des Metall-Keramik-Haftverbundes führen kann [55]. Unterschiede sind dabei bei dem Versuchsaufbau zu erkennen. Während PRITZEL große Temperaturerhöhungen um 100° C und 200° C vollzogen hat, waren es bei DE VASCONELLOS et. al. 50° C und 100° C. Die Studie von HOOPMANN basiert auf dem Abschrecktest, wohingegen DE VASCONELLOS et. al. sich auf die Ergebnisse aus dem 3-Punkt-Biegeversuch nach SCHWICKERATH (DIN ISO 9693 [1]) stützen. Allein diese Unterschiede können zu der gegensätzlichen Ergebniswertung führen.

Zudem besteht die Grenzfläche des Gerüsts nicht allein aus Metallen. Nach dem Guss des Metallgerüsts ist die Oberfläche mit einer sogenannten Passivierungsschicht überzogen. Diese besteht aus Metalloxiden, die bei den Cobalt-Chrom-Legierungen vor allem von Chromoxiden gebildet wird [17, 11]. Die unedleren Metalle der Dentallegierung reagieren mit Sauerstoff. Diese Oxidschicht sei dabei retentiv und adhäsiv an die Legierung gebunden [11].

An dieser Schicht geschieht der eigentliche Verbund von Metall und Keramik. Während des keramischen Brennvorgangs geraten alle beteiligten Moleküle in Schwingung, so auch die Metalloxide aus der Passivierungsschicht (Chromoxide) und die benachbarten Metalloxide der Verblendkeramik (z. B. Kalifeldspat). Nimmt die Temperatur wieder ab, so nimmt auch die Geschwindigkeit der Moleküle ab und es können sich Mischoxide bilden. Mischoxid bedeutet, dass verschiedene Moleküle, wie hier das Chromoxid und Kalifeldspat, über ein gemeinsames Sauerstoffatom miteinander verbunden sind [17, 11, 14].

Die Gesamtheit der genannten Haftmechanismen führen zu dem Metall-Keramik-Verbund, welcher mit verschiedenen Prüfmethoden quantifiziert werden kann (siehe Kapitel 2.5).

Der Haftverbund kann allerdings durch einige Materialeigenschaften von Metall und Keramik weiter beeinflusst werden. In Kapitel 2.1.4 wurde bereits die Anpassung der Wärmeausdehnungskoeffizienten der beiden Materialien angesprochen. Ebenso hat der Elastizitätsmodul Einfluss auf die Größe des Metall-Keramik-Haftverbundes. Laut STRIETZEL sollte der Elastizitätsmodul einer Dentallegierung in Metall-Keramik-Verbundsystemen möglichst groß sein, um das Risiko des Abplatzens der keramischen Verblendung bei Belastung zu minimieren [11]. Auch EICHNER und KAPPERT fordern bei Metall-Keramik-Verbundsystemen hohe Elastizitätsmoduln der Legierungen, merken jedoch

gleichzeitig an, dass der Unterschied zwischen den Elastizitätsmoduln von Legierung und Verblendkeramik nicht zu groß sein sollte [10]. In einer Broschüre der Firma DeguDent GmbH® wird ebenfalls deklariert, dass für einen verbesserten Haftverbund zwischen Metall und Keramik keine allzu große Spanne zwischen den Elastizitätsmoduln klaffen sollte [56].

Greift man jedoch die Formel [1] zur Berechnung der Bruchkraft beim 3-Punkt-Biegeversuch nach SCHWICKERATH wieder auf (siehe dazu Kapitel 2.5), so gilt, dass sich bei einer Vergrößerung des Elastizitätsmoduls auch die Bruchkraft vergrößert. Rein mathematisch gesehen müssten somit festere Legierungen, mit einem größeren Elastizitätsmodul, eine höhere Verbundfestigkeit im Metall-Keramik-Verbund aufweisen als wenig festere, mit einem geringeren Elastizitätsmodul.

Welche Auswirkungen verschiedene Legierungen, mit unterschiedlichen Elastizitätsmoduln, auf den Metall-Keramik-Haftverbund haben, lässt sich demnach lediglich anhand von Versuchen darstellen.

2.3.6 Klinische Überlebensraten

Im klinischen Alltag zeigt der Metall-Keramik-Verbund beständige Resultate, welches sich in den hohen Überlebensraten von einzelnen Studien darstellen lässt (vgl. Abb. 3). Anlass dieser Studien war häufig ein Vergleich mit den Überlebensraten von vollkeramischen Kronen und Brücken.

So beschreiben PJETURSSON et. al. die 5-Jahres-Überlebensrate von VMK-Kronen mit 95,6 % und für vollkeramische Einzelkronen mit 93,3 % im Mittel. [57] SAILER et al. zeigten eine nahezu ähnliche Rate von 94,4 % im Mittel für VMK-Brücken und 88,6 % für vollkeramische Brücken [58]. Als Gründe für die Verlustraten wurden das Versagen der Materialien, wie beispielsweise Frakturen der Verblendung oder Retentionsverlust und biologische Komplikationen, wie Kronenrandkaries, diskutiert. Wichtig anzumerken ist dabei, dass sich die Rate des Materialversagens bei vollkeramischen prothetischen Arbeiten signifikant höher einstufen ließ als bei VMK-Arbeiten. Als Grund wurden die unterschiedlichen Wärmeausdehnungsverhalten von Gerüst- und Verblendmaterial erwogen [59].

Gerade bei implantatgetragenen Einzelkronen stellten SCHWARZ et al. eine signifikant höhere Überlebensrate der VMK-Kronen von 98,3 % gegenüber der Überlebensrate von vollkeramischen Kronen von 86,8 % fest. Die Kronen wurden dabei über einen Zeitraum von bis zu 5,8 Jahre kontrolliert [60]. Für die höheren Verlustraten werden bei Implantaten höhere Kaubelastungen, aufgrund des Fehlens von Kraftrezeptoren, verantwortlich gemacht [61]. Dieser

Studie zufolge stellt der Metall-Keramik-Verbund bei implantatgetragenen Arbeiten zunächst noch den Goldstandard dar.

Ein Review aus Kanada zeigt vergleichbare 5-Jahres-Überlebensraten von Metall-Keramik- und Vollkeramik-Kronen [62]. Zu ähnlichen Ergebnissen gelangt SHI et. al. mittels einer retrospektiven Studie über 8 Jahre [63].

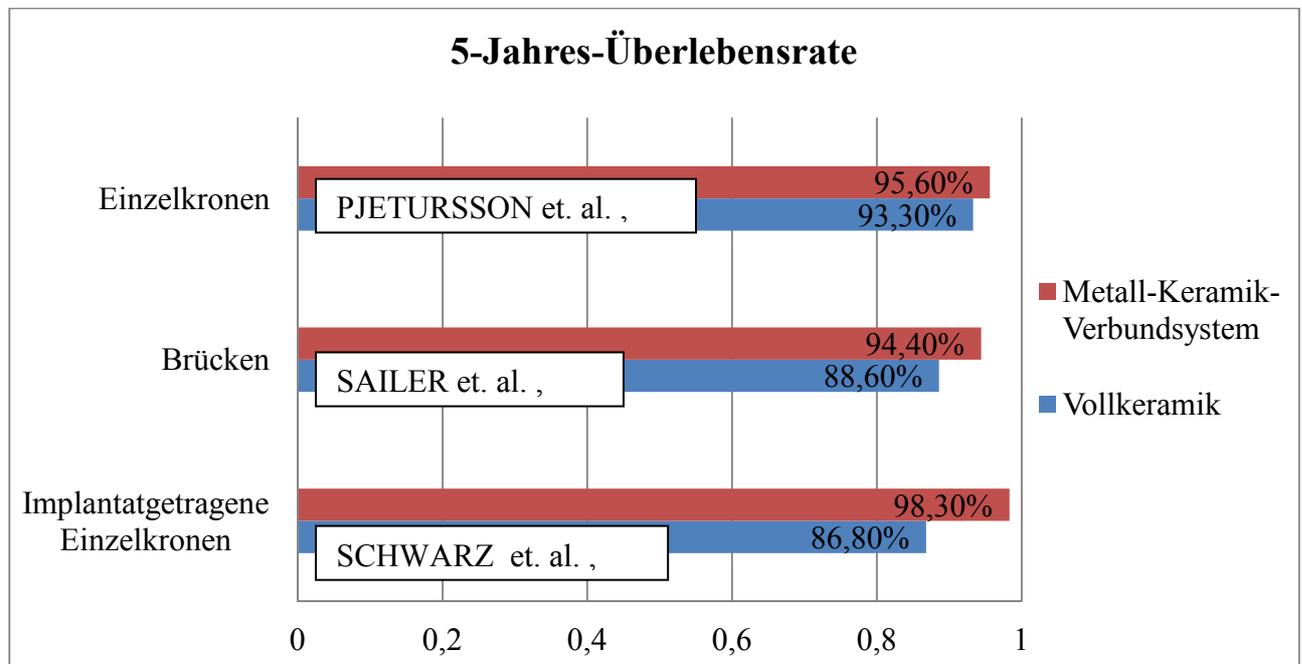


Abbildung 3: Darstellung der 5-Jahres-Überlebensraten von Metall-Keramik-Verbundsystemen gegenüber Vollkeramiken

2.3.7 Bonder

Anfängliche Metall-Keramik-Verbundsysteme basierten auf Edelmetall-Legierungen. Das Fehlen einer Haftoxidschicht bei den Edelmetall-Legierungen ohne Nichtedelmetallzusätze machte das Auftragen eines Bonders notwendig, welcher den Haftoxidverbund zur Verblendkeramik aufbauen konnte [64].

Bei den EMF-Legierungen bilden jedoch die unedlen Legierungsbestandteile diese Haftoxidschicht von allein aus, wozu der Gebrauch des oben genannten Bonders hinfällig wird. Hersteller von anderen Bondern sprechen allerdings die Problematik der unterschiedlichen Wärmeausdehnungsverhalten der Materialien Metall und Keramik an. Laut VITA® ergäben sich trotz Anpassung der WAK-Werte von Dentallegierung und Verblendkeramik Sprünge des Materials beim Sintervorgang, wodurch der Metall-Keramik-Verbund vermindert sei und es häufiger zu klinischen Misserfolgen kommen würde [65].

Bonder sollen sozusagen einen Puffer zwischen Metall und Verblendkeramik darstellen, indem sie diese Wärmeausdehnungssprünge und die daraus resultierenden Spannungen ausgleichen [17, 11, 65, 66].

Eine Schwierigkeit der Bewertung dieser Bonder ergibt sich dadurch, dass man nur wenig über die Zusammensetzung und die Inhaltsstoffe von Seiten der Hersteller erfährt.

Ob der Bonder als Zwischenschicht den Haftverbund wirklich verbessert oder die Ausbildung einer Mischoxidschicht zwischen Metall und Verblendkeramik be- oder verhindert, kann demnach allein über Untersuchungen des Haftverbundes erfolgen. Einer Studie von AL BAKKAR et. al. zufolge haben die verwendeten Bonder keinen großen Effekt auf den Haftverbund zwischen einer Cobalt-Chrom-Legierung und verschiedenen Verblendkeramiken [67].

Ebenso erzielen beispielsweise Titan-Bonder in einer Studie von CURTIS et. al. keine Unterschiede hinsichtlich der Titan-Keramik-Verbundstärke [68].

Die Verwendung eines wolframhaltigen Bonders führte in einer Studie von TING et. al. ebenfalls zu keinerlei verbundsteigernden Wirkung zwischen Dentalkeramik und einer Cobalt-Chrom-Legierung [69].

Diskutiert werden bei der Zusammensetzung der Bonder drei mögliche Inhaltsstoffe. Dazu zählen Gold, keramische Partikel und weitere Haftoxide [70].

Die Gold-Komponente findet hauptsächlich in denjenigen Bondern Anwendung, die für eine elastische Zwischenschicht sorgen sollen. Dabei macht man sich die weiche Eigenschaft des Edelmetalls zu Nutzen. Der geringere Elastizitätsmodul von Gold bewirkt, dass sprunghafte Volumenänderungen der Bindungspartner EMF-Legierung und Keramik bei Erwärmung und Abkühlung durch die elastischere Zwischenschicht weniger zu tragen kommen [11, 70].

Zudem wird durch den warm wirkenden Goldton eine Abdeckung des grauen EMF-Legierungsgerüsts erreicht, wodurch für eine ästhetische Farbwirkung auch dünnere Keramiksichten ausreichen. Demnach werden diese Bonder auch als Deck-Golde bezeichnet. Dabei sollte allerdings beachtet werden, dass die Deck-Golde anfänglich nur für die farbgebende Eigenschaft eingesetzt wurden. Eine Verbesserung des Metall-Keramik-Verbundes wurde damals nicht diskutiert, wodurch sie auch nicht unter die Bezeichnung Bonder oder Haftvermittler fielen [71]. Allerdings ist der Einsatz von Gold hinsichtlich seines Preises und seines eventuell korrosionsfördernden Verhaltens in Verbindung mit Nichtedelmetallen fragwürdig [11].

Als weiterer Inhaltsstoff der Bonder sollen sich keramische Partikel in die mikroretentiven Strukturen der Legierungsoberfläche einlagern und somit die Funktion eines Washbrands

ersetzen. Durch die keramischen Partikel soll zusätzlich eine Brücke zur keramischen Verblendung hergestellt werden.

Zusätzliche Haftoxide beziehungsweise Oxidbildner sollen während des Bonderbrandes weitere Mischoxide bilden und somit für vermehrte chemische Bindungen zwischen der Haftoxidschicht und dem Bonder sorgen [70].

2.4 Korrosion und chemische Belastungsuntersuchung

Um einen hohen klinischen Erfolg zu erzielen, müssen die zahntechnischen Werkstoffe nicht nur an der Luft und im „Trockenen“ ihre Eigenschaften wahren können sondern im Mund beständig sein.

Das orale Milieu bzw. der Speichel mit seinen vielen unterschiedlichen Bestandteilen verlangt den eingesetzten Materialien einiges ab. Beim Speichel handelt es sich vereinfacht gesagt um eine wässrige Lösung, welche von den Speicheldrüsen sezerniert wird. Der Speichel zählt daher zu den Körpersekreten und besteht zu 99 % aus Wasser [72].

Zu den gelösten Bestandteilen gehören unter anderem Enzyme zur Verdauung, Proteine der Immunabwehr und viele gelöste Ionen, wie Natrium, Kalium, Calcium, Phosphat und Bicarbonat [73, 74, 75]. Speichel weist einen pH-Wert von ungefähr 7 auf und ist somit neutral. Allerdings kommt es durch Nahrungsaufnahme und Bakterienstoffwechsel häufig zu pH-Wertschwankungen, welche durch das im Speichel gelöste Hydrogencarbonat abgepuffert werden [72, 74, 75]. Anfänglich wirken diese pH-Wertschwankungen jedoch auf die Zähne und den Zahnersatz ein, wodurch die eingesetzten Materialien auch Säure- und Baseangriffen stand halten müssen.

2.4.1 Korrosion

Im Allgemeinen verwendet man den Begriff der Korrosion für Interaktionen von Materialoberflächen mit dem umgebenden Milieu [76, 77]. So reagiert die Metalloberfläche mit dem Sauerstoff der Luft, wodurch eine Passivierungsschicht aus Metalloxiden entsteht.

Hier wird auf die Korrosion in wässrigem Milieu näher eingegangen, da dies den Umständen im Mund entspricht. Taucht man ein Werkstück aus Metall in Wasser, so geschieht folgendes an der Oberfläche des Metalls: Positiv geladene Metallionen gehen in Lösung und hinterlassen Elektronen an der Metalloberfläche. Dies geschieht so lange bis sich ein Gleichgewicht zwischen sich lösenden und sich wieder anlagernden Metallionen einstellt [11, 14, 78, 79, 80].

Reagieren die an der Oberfläche verbliebenen Elektronen allerdings mit anderen Lösungsbestandteilen, so können die positiven Metallionen ihre elektrostatische Bindung zum Metallstück verlieren und es kommt zum Materialverlust, der eigentlichen Korrosion [17, 11].

Das Bestreben eines Metalls in einer wässrigen Lösung in Lösung zu gehen wird mit dem jeweiligen Normalpotenzial angegeben. Das Normalpotenzial ist das Potenzial des Metalls in einer Lösung aus dessen Ionen. Gemessen wird dies immer gegen eine Wasserstoffelektrode in 1 molarer Lösung, welche in der Spannungsreihe der Elemente definitionsgemäß ein Normalpotenzial von Null aufweist [11, 76, 78, 79, 80]. Da der pH-Wert der 1 molaren Lösung Null entspricht, werden Metalle zeitgleich auf ihre Säurebeständigkeit getestet [11].

Elemente mit positiven Normalpotenzialen, wie Gold oder Platin, reagieren demnach weniger bis verschwindend gering in sauren Lösungen, wodurch wenig bis keine Säurekorrosion bei diesen Elementen besteht.

Gemäß der Spannungsreihe sollten daher Elemente wie beispielsweise Titan und Chrom mit negativen Normalpotenzialen nicht resistent gegen die Säurekorrosion sein. Die unedleren Metalle gehen demnach leichter in Lösung und geben dabei Elektronen ab, wodurch sie chemisch gesehen oxidiert werden. Somit müssten die EMF-Legierungen im oralen Milieu nicht beständig sein. Bei der Bestimmung dieser Normalpotenziale liegt allerdings keine Passivierungsschicht an der Metalloberfläche vor. Die bereits an der Luft mit dem Sauerstoff oxidierte oberflächliche Schicht wirkt dabei in wässrigen Lösungen wie eine Schutzschicht vor Korrosion [76, 77, 79]. Somit besitzen gerade EMF-Legierungen mit starken Oxidbildnern, wie Chrom und Molybdän, eine sehr hohe Speichelbeständigkeit [17, 11].

Man sollte bei den Säuren allerdings auch zwischen oxidierenden und nicht-oxidierenden Säuren unterscheiden. So zählen beispielsweise konzentrierte Schwefel- (H_2SO_4) und Salpetersäure (HNO_3) zu den oxidierenden Säuren. Diese greifen teilweise Edelmetalle an. Zunächst bildet sich hierbei durch Einwirkung der oxidierenden Säure eine Metalloxidschicht, die dann wiederum von der Säure aufgelöst wird. So wird das Metall an der Oberfläche zersetzt [14, 81]. Nicht-oxidierende Säuren, zu denen die Halogenwasserstoffsäuren, wie Salzsäure (HCl), zählen, haben dagegen keinen zersetzenden Einfluss auf Edelmetalle [11, 14]. Demnach kann hierbei auf die Spannungsreihe der Elemente zurückgegriffen werden: Alle Elemente mit positivem Normalpotenzial werden nicht von nicht-oxidierenden Säuren angegriffen, Elemente mit negativem Vorzeichen dagegen schon [11, 14, 82].

Ist die Passivierungsschicht jedoch lückenhaft, wie es beispielsweise bei Verarbeitungsfehlern und Porositäten im Metallguss vorkommen kann, so besteht an diesen Stellen direkter Kontakt vom Metall zur wässrigen Lösung, wodurch dort eine Korrosion stattfinden kann [83]. Gerade

die Metall- und Mischoxide in der Metall-Keramik-Verbundschicht sind korrosionsanfällig. Eine Korrosion innerhalb der Verbundschicht führt zu einer Abnahme der Verbundfestigkeit zwischen Metall und Keramik und klinisch zu Misserfolgen [17]. Während zu Beginn bei eingesetztem Zahnersatz vermehrt Brüche aufgrund von Haftverbundversagen oder Frakturen innerhalb der Keramik auftreten, kommen nach längerem Verbleib in der Mundhöhle demnach Brüche hinzu, die auf die Korrosion von Mikrorissen oder -porositäten zurückzuführen sind [84]. Festgehalten ist dieses in Studien von VOJDANI et. al., LOMBARDO et. al. und SREEKALA et. al. [50, 85, 86].

Bei keramischen Werkstoffen spricht man fälschlicherweise ebenfalls von Korrosion. Es findet jedoch keine Redoxreaktion wie bei den Metallen statt, sondern ein Lösungsvorgang, bei dem kovalente Bindungen hydrolysiert werden [11, 25, 87]. Angegriffen werden dabei vor allem die Silizium-Sauerstoff-Bindungen. Auch bei Laugenangriffen werden bevorzugt die Silizium-Sauerstoff-Bindungen der amorphen Glasphase hydrolysiert [25]. Bei Einwirkung von Säuren findet eher ein selektiver Austausch zwischen schwach gebundenen Kationen der Keramik (zum Beispiel vom Natrium oder Aluminium) und den Protonen der gelösten Säure statt [88].

Da es im oralen Milieu eher zu Angriffen von Säuren als von Laugen kommt, sind dentalkeramische Werkstoffe mit ausgeprägter Glasmatrix relativ beständig, wobei Oxidkeramiken weniger säureresistent sind [89].

Gerade deshalb sollte laut KUKIATTRAKOON die Säurewirkung auf keramische Materialien im oralen Milieu bei der Materialwahl nicht außer Acht gelassen und vor allem bei Patienten mit erosiver Vorschädigung berücksichtigt werden [90].

Zum Thema Korrosion ist noch zu erwähnen, dass nicht nur die Beständigkeit der Materialien zur Wahrung ihrer Eigenschaften wichtig ist. Die Vermeidung von Reaktionen der Materialien mit dem menschlichen Körper spielt hierbei ebenfalls eine große Rolle. Zu allergischen und toxikologischen Reaktionen des Körpers auf die Materialien kann es nämlich nur dann kommen, wenn diese als Ionen gelöst in Flüssigkeiten in den Körper gelangen [88]. Umso wichtiger erscheint es demnach eine hohe Korrosions- und Hydrolysebeständigkeit der verwendeten Materialien im Mund zu erzielen.

2.4.2 Chemische Belastungsuntersuchung

Um die Korrosionsbeständigkeit der Werkstoffe zu untersuchen, werden diese in in-vitro-Versuchen in eine spezielle Korrosionslösung nach DIN EN ISO 10271 eingelegt [2].

Diese Lösung beinhaltet 0,1 mol Natriumchlorid und 0,1 mol Milchsäure. Der pH-Wert der Lösung beträgt 2,3 und ist somit stark sauer. Da dies nicht dem pH-Wert des Speichels

entspricht, kommt diese Belastungsuntersuchung einer Belastung unter Extrembedingungen gleich. Der sehr niedrige pH-Wert bewirkt eine Beschleunigung der Korrosion. Eine kurze Einlagerungszeit von beispielsweise sechs Monaten in der Korrosionslösung kann daher wie eine Jahrzehnte lange Verweildauer im oralen Milieu auf die Materialien wirken. Somit können auch kürzere Einlagerungszeiten von wenigen Monaten für den Langzeiterfolg des Werkstoffes im Mund aussagekräftig sein (Zeitraffereffekt) [11, 91].

2.5 Prüfung des Metall-Keramik-Verbundes

2.5.1 Prüfmethoden

Um den Metall-Keramik-Haftverbund quantifizieren zu können, wurden einige Versuche entwickelt (vgl. Abb.4).

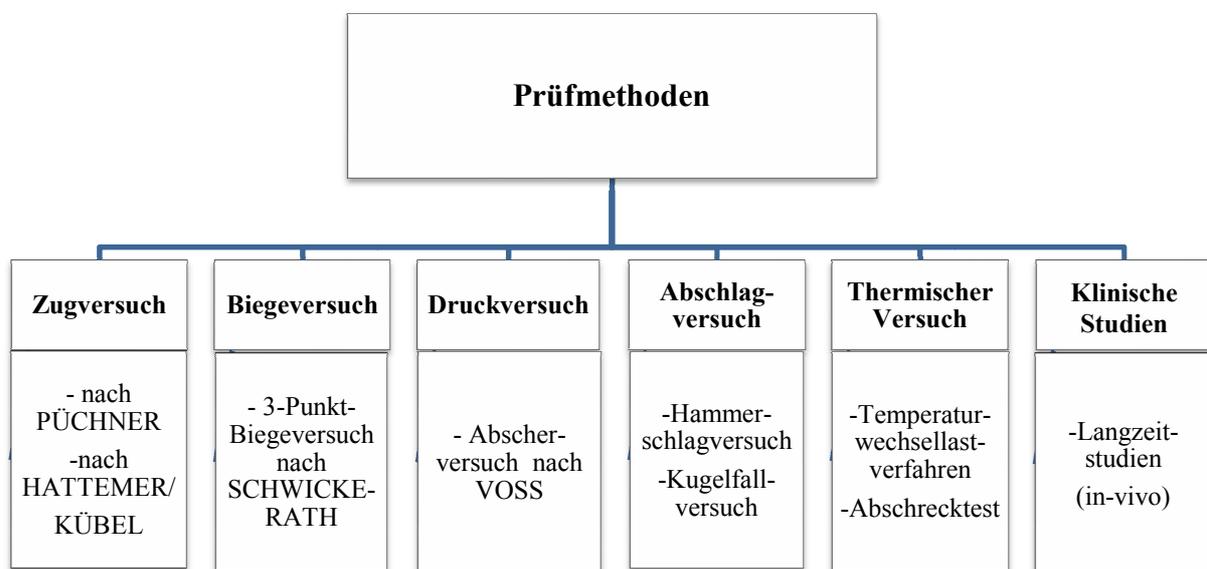


Abbildung 4: Prüfmethoden zur Prüfung des Metall-Keramik-Haftverbundes

Um einen geeigneten Vergleich der Prüfmethoden anstellen zu können, werden die einzelnen Methoden zunächst kurz vorgestellt und anschließend in Tabelle 6 zusammengefasst.

Zugversuch nach PÜCHNER

Bei dem Zugversuch werden zwei im Querschnitt runde Dentallegierungsstäbe über eine Keramiksicht miteinander verbunden. In eine Zugmaschine eingespannt, werden die Stäbe dann bis zum Bruch auseinandergezogen. Während die Legierung zunächst gedehnt, also elastisch verformt wird, reagiert die Keramik mit einem Bruch auf die Zugkraft, da diese ein sehr starres Material ist [11]. Grund dafür ist die geringere Dehngrenze von Keramik. Die zum Bruch führende Zugkraft wird auf die Querschnittsfläche der Prüfkörper bezogen. Damit sind die Ergebnisse von der Prüfkörpergeometrie abhängig. Zudem können Verwindungen während des Zugvorganges zu inneren Spannung innerhalb der Keramik und somit zum frühzeitigen Verlust des Metall-Keramik-Haftverbundes führen [87]. Das Prüfverfahren ist demnach sehr sensibel gegenüber Prüfkörperherstellungs- und Durchführungsfehlern. Zusätzlich stellt sich die Frage nach der Eignung im Bezug zur klinischen Relevanz. Zugkräfte treten im Mund hauptsächlich in Kombination mit Druckkräften bei Biegebelastungen auf. Eine Situation, bei der Keramikverblendung und Metallgerüst mit großem Kraftaufwand auseinandergezogen werden, erscheint unwahrscheinlich.

Abscherversuch nach VOSS

Der Abscherversuch nach VOSS kommt der klinischen Situation am nächsten. Es werden verblendete Frontzahnkronen hergestellt und diese in einem Winkel von 45° an der Inzisalkante auf Druck bis zum Bruch belastet [92]. Diese Druckbelastung stellt den Abbeißvorgang dar und kontrolliert die Druckfestigkeit des Metall-Keramik-Verbundsystems und den Haftverbund. Die große klinische Nähe bringt allerdings auch Nachteile mit sich. Zu diesen zählen ein hoher Arbeitsaufwand und die sehr geringe Reproduzierbarkeit bei der Herstellung der Kronen durch fehlende Angaben bezüglich der Dimensionierung und Gestaltung [93]. Zudem gibt es bei der Versuchsdurchführung variable Faktoren (Kraftangriffspunkt, Fixation des Prüfkörpers), die die Reproduzierbarkeit der Ergebnisse weiter verringern. Ebenso erscheint die Aussagekraft des Versuches durch den alleinigen Bezug auf den Frontzahnbereich eingeschränkt.

Hammerschlagversuch

Bei dem Hammerschlagversuch wird ein Prüfkörper durch wiederholte Hammerschläge bis zum Bruch belastet [93]. Je größer die Anzahl von Hammerschlägen, umso größer ist die Bruchfestigkeit der Materialien und der Haftverbund einzuschätzen. Im Prinzip erscheint diese Art der Belastung klinisch relevant, da festsitzender Zahnersatz ebenfalls einer wiederkehrenden Dauerbelastung unterliegt. Allerdings wird bei dem Versuch immer nur eine Stelle des Prüfkörpers aus der gleichen Richtung belastet. Zudem bleiben Mahlbewegungen, wie sie beim

Kauvorgang vorkommen, ungeachtet. Weitere Nachteile erschließen sich durch die ungenaue Versuchsdurchführung und die fehlende Angabe von Verbundfestigkeitswerten. Aus diesem Grund erscheint der Hammerschlagversuch als ungeeignet für die genauere Prüfung des Metall-Keramik-Verbundes.

Abschrecktest

Der Abschrecktest stellt ein thermisches Prüfverfahren dar, welches alleinig oder in Kombination mit einem mechanischen Prüfverfahren angewendet werden kann [93]. Dazu werden Prüfkörper, deren Aussehen und Dimensionierung nicht festgelegt sind, auf gewisse Temperaturen aufgeheizt und anschließend innerhalb einer kurzen Zeit auf eine festgelegte Temperatur wieder abgekühlt. Danach erfolgt bei der alleinigen Durchführung des Abschrecktestes eine Auswertung der Prüfkörper, bei der Sprünge, Risse oder Abplatzungen der Keramik auf einen Misserfolg des Metall-Keramik-Verbundes hindeuten [92]. Der Misserfolg resultiert zumeist aus inneren Spannungen in der Keramik, die durch die unterschiedlichen Wärmeausdehnungsverhalten der Materialien hervorgerufen werden können. Die angewendeten Temperaturen entsprechen eher denen, die bei der Herstellung von Kronen und Brücken im Labor genutzt werden, und weniger denen, die im Mund vorkommen. Daher ist der Abschrecktest für die Kontrolle des Herstellungsprozesses im Labor geeignet.

Klinische Studien

Eine genaue Aussagekraft über den Erfolg von Metall-Keramik-Verbundsystemen bringt lediglich die Ermittlung von Überlebensraten nach dem Einsetzen des Zahnersatzes im Mund. Erst dort treten alle Störeinflüsse, ob mechanisch, chemisch oder physikalisch, in jeglichen Kombinationen auf. Der Verlust des Zahnersatzes oder eine Fraktur der Verblendung wird dabei als Misserfolg gewertet. Problematisch erscheint dabei allerdings die Detektion der Misserfolgsursache.

Biegeversuch nach SCHWICKERATH

Als einzige normierte Prüfmethode des Metall-Keramik-Verbundes gilt der 3-Punkt-Biegeversuch nach SCHWICKERATH. Er ist Bestandteil der DIN ISO 9693 [1]. In Kapitel 3.5.2 erfolgt eine genauere Beschreibung des Versuches. Dabei wird ein keramisch verblendeter Prüfkörper auf Biegung bis zum Versagen des Haftverbundes belastet.

Die Quantifizierung des Metall-Keramik-Verbundes basiert bei dem Biegeversuch auf der Aufzeichnung der aufgewendeten Kraft gegen die resultierende Dehnung der

Metall-Keramik-Prüfkörper, was in einem Kraft-Dehnungs-Diagramm dargestellt wird (vgl. Abb. 5).

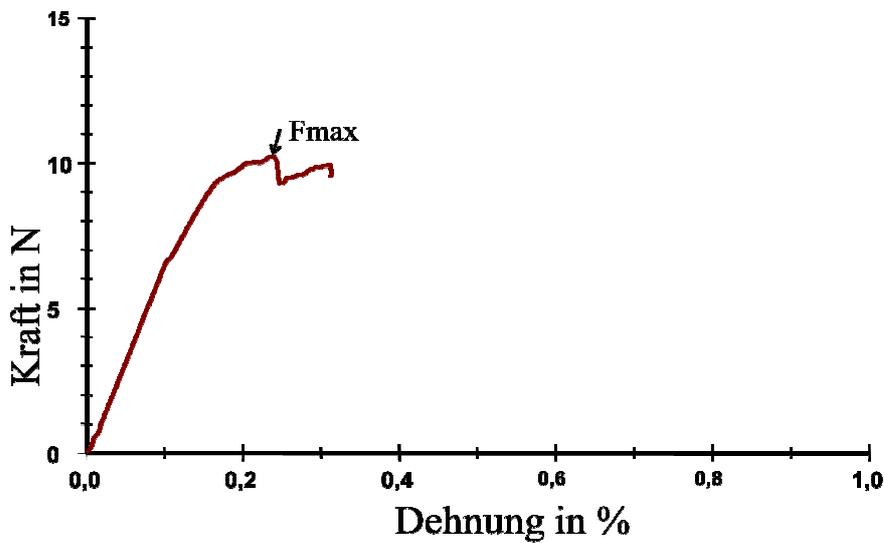


Abbildung 5: Kraft-Dehnungs-Diagramm resultierend aus dem 3-Punkt-Biegeversuch nach SCHWICKERATH

Ähnlich dem Zugversuch verhält sich das Dehnungsverhalten des Prüfkörpers zunächst proportional zur Belastung. Ab einer bestimmten Belastung, als F_{max} gekennzeichnet, nimmt die Dehnung mit einem Mal überproportional zu. An dieser Stelle löst sich in der Regel die Verbindung von der Keramikverblendung zur Metallbasis des Prüfkörpers. Demnach ist der jeweilige Belastungswert kennzeichnend für die Stärke des Keramik-Metall-Verbundes. Je größer dieser maximale Belastungswert, umso stärker ist demnach der Verbund zwischen Keramik und Metall. Die Bruchkraft F_{max} lässt sich dabei mit folgender Gleichung [1] bestimmen:

$$F_{max} = \frac{4 \times b \times d^3 \times f \times E}{L^3} \quad [1]$$

F_{max}	Bruchkraft in [N]
b	Breite des Prüfkörpers in [mm]
d	Dicke des Metallprüfkörpers in [mm]
f	Durchbiegung des Prüfkörpers bis zur maximalen Belastung in [mm]
E	Elastizitätsmodul der Dentallegierung in [MPa = kN/mm]
L	Abstand der Auflagen in der Prüfanlage in [mm]

Tabelle 4: Symbole und Bezeichnungen zu Gleichung [1]

Aus dieser Formel geht hervor, dass sich bei größerem Elastizitätsmodul der Legierung auch die Bruchkraft vergrößert.

Wichtig anzumerken ist auch, dass die Dicke des Prüfkörpers in der 3. Potenz in die Rechnung eingeht. Demnach haben Schwankungen innerhalb der Dicke des Metallgrundkörpers hohe Auswirkungen auf den maximalen Belastungswert. Ausgehend von der in der DIN ISO 9693 [1] geforderten Dicke von 0,5 +/- 0,05 mm kann ein maximaler, absoluter Fehler von +/- 0,05 mm auftreten, was einem relativen Fehler von 10 % entspricht. Bezieht man dies auf die Gleichung [1], so würde sich eine maximale Veränderung der Dicke um +/- 0,05 mm in einem relativen Fehler von 30 % in Bezug auf die Verbundfestigkeit äußern.

Um die Fehlerrate zu senken, errechnet sich die Verbundfestigkeit des Metall-Keramik-Verbundes daher unter Berücksichtigung möglicher Schwankungen mittels Multiplikation der Bruchkraft F mit dem Koeffizienten k (vgl. Gleichung [2]).

$$\tau = F_{\max} \times k \quad [2]$$

τ	Verbundfestigkeit in [MPa] (1 MPa=1 N/mm ²)
F_{\max}	Bruchkraft in [N]
k	Koeffizient in [1/mm ²]

Tabelle 5: Symbole und Bezeichnungen zu Gleichung [2]

Der Koeffizient k ergibt sich dabei aus der Funktion von der Dicke d in mm und dem Elastizitätsmodul E in kN/mm. Das Diagramm ist der DIN ISO 9693 zu entnehmen [1]. Dadurch wird die Fehlerrate durch die Prüfkörperdimensionierung verringert.

Zudem wird laut KAPPERT der reine Verbund zwischen Metall und Keramik am besten mit dem Biegeversuch getestet [94, 93, 95]. Vorteile dieser Prüfmethode sind weiterhin die hohe Reproduzierbarkeit, die leicht händelbare Herstellung der Prüfkörper und der einfache Versuchsaufbau. Dank der Normierung wird der Biegeversuch nach SCHWICKERATH, anders als die anderen Prüfmethode, häufiger in Studien zur Bestimmung des Haftverbundes genutzt, wodurch ein Vergleich untereinander möglich ist. Allerdings sollte die Realitätsferne der Prüfkörper und der Krafteinwirkung berücksichtigt werden. So ist es schwer vorstellbar, dass im Mund eine biegende Kraft auftritt, die an der Metallgerüstseite ansetzt. Alle biegenden Kräfte treffen zunächst auf die Keramikverblendung. Daher hat der Biegeversuch keinen klinischen Bezug. Da aber, wie oben bereits erwähnt, der reine Metall-Keramik-Verbund mit dieser Prüfmethode getestet wird und viele vergleichbare Studien vorliegen (vgl. Tab. 6), erscheint der 3-Punkt-Biegeversuch nach SCHWICKERTAH am relevantesten für die vorliegende Arbeit.

Bei den Metall-Keramik-Verbundsystemen wurde bei dem Biegeversuch eine Verbundfestigkeit von 25 MPa als Schwellenwert festgelegt, bei der man von einem klinischen Erfolg des

Metall-Keramik-Verbundes ausgehen darf [11, 1, 96]. Metall-Keramik-Verbundsysteme mit Werten oberhalb der 25 MPa- Grenze halten den oralen Verhältnissen im Kausystem stand und können somit als Mittel der Wahl für den festsitzenden Zahnersatz genutzt werden.

2.5.2 Vergleich der Prüfmethode

Folgende Tabelle fasst Vor- und Nachteile und ein paar Ergebnisse aus anderen Studien der vorgestellten Prüfmethode zusammen (vgl. Tab. 6).

Versuch	untersuchte Eigenschaft	Vorteile	Nachteile	Ergebnisse
Zugversuch nach PÜCHNER	-Elastizitätsmodul -Dehngrenze	+Reproduzierbarkeit der Prüfkörper	-geringer klinischer Bezug (Prüfkörper, Krafteinwirkung) -sensibles Prüfverfahren	-31,1 – 33,1 MPa [MIETKO] [95]
Biegeversuch nach SCHWICKERATH	-Druckfestigkeit -Elastizitätsmodul -Dehngrenze	+hohe Reproduzierbarkeit +Normierung (viele vergleichbare Studienergebnisse)	-geringer klinischer Bezug (Prüfkörper, Krafteinwirkung)	-34,9 – 37,1 MPa [MIETKO] [95] -28,3 MPa(Titan+Triceram) / 35,5 MPa(Titan+Triceram+Bonder) [WEHNERT et. al.] [97] - 42 MPa (EM-Legierung) [HÜBENER-RUPP] [98]
Abscherversuch nach VOSS	Druckfestigkeit	+klinisch nah	-geringe Reproduzierbarkeit (Prüfkörper, Durchführung des Versuches) -Spezifizierung auf den Frontbereich	-Wirobond® C – 1400 – 2836 N [MIETKO] [95] -Wirobond® 280 – 1068 N [JACOBS] [99] -Wirobond® C – 1225 N [JACOBS] [99]
Hammerschlagversuch	Bruchfestigkeit	+wiederkehrende Krafteinwirkung	-geringe Reproduzierbarkeit (Durchführung des Versuches) -fehlende Angabe von Verbundfestigkeitswerten	
Abschrecktest	WAK innere Spannungen	+ für Herstellungsprozess geeignet	-wenig Aufschluss im klinischen Bereich	
Klinische Studie	Überlebensrate	+klinischer Eignungstest +alle Störfaktoren werden berücksichtigt	-Ursache für Misserfolg meist unklar (Isolierung der Störfaktoren nicht möglich)	-95,6% (Überlebensrate von Einzelkronen) [PJETRUSON] [57] -94,4% (Überlebensrate von Brücken) [SAILER] [58]

Tabelle 6: Prüfmethode des Metall-Keramik-Verbundes mit ihren Vor-und Nachteilen, der untersuchten Eigenschaft und Ergebnissen aus anderen Studien

Die Komplexität der Einflüsse auf den Metall-Keramik-Verbund beim Zahnersatz ist jedoch immens. Es wäre daher fragwürdig, sich auf die Ergebnisse und Aussagen einer einzigen Prüfmethode zu verlassen. Ein Vergleich mit anderen in-vitro-Versuchen und klinischen Studien sei dabei unerlässlich [93].

2.6 Bruchflächenanalyse

Kommt es zu einem Misserfolg des Metall-Keramik-Verbundes so gilt zu hinterfragen, welches von den verwendeten Materialien der schwächste Verbundpartner war. Hilfe bringt dabei die visuelle Untersuchung der Bruchflächen, z.B. unter einem Mikroskop (vgl. Kap. 3.5.4).

Unter dem Mikroskop kann ebenso die Art des Bruches bestimmt werden. Brechen zwei Verbundpartner in ihrer Verbundzone, so spricht man von einem adhäsiven Bruch. Bricht ein Verbundpartner allerdings in sich, wird dies als kohäsiver Bruch bezeichnet [93].

Findet man auf der Metalloberfläche beispielsweise hauptsächlich Reste der Grundmasse vom Washbrand, so ist davon auszugehen, dass der Verbund zwischen Grundmasse und der Keramikmasse zum Verbundverlust geführt hat (kohäsives Versagen). Findet man jedoch vor allem eine metallische Oberfläche auf dem Metallgerüst und eine Haftoxidschicht auf der Keramikoberfläche vor, scheint der Verbund von Metall und der Haftoxidschicht am schwächsten gewesen zu sein (adhäsives Versagen). Um vom Erfolg eines Metall-Keramik-Verbundes sprechen zu können, sollte ein kohäsiver Bruch innerhalb der Keramiksichten erfolgt sein. Der Haftverbund zwischen Metall und Keramik wäre demnach stärker als die Haftung innerhalb der Keramik selbst [11]. Demnach müsste der Haftverbund größer als die Biegefestigkeit der Keramik sein. Diese beläuft sich bei Verblendkeramiken in der Regel auf einen Wert von deutlich über 60 MPa. Die Firma VITA® beschreibt in einer Produktbroschüre zu der VITA VMK Master® - Verblendkeramik einen Haftverbund von mehr als 50 MPa und eine 3-Punkt-Biegefestigkeit der gebrannten Dentinmasse von mehr als 90 MPa [100]. Sollte bei einer mechanischen Prüfmethode ein kohäsiver Bruch innerhalb der Keramik erfolgen, so müsste der Haftverbund Werte über 90 MPa erreichen. Diese Steigerung um nahezu die Hälfte des in der Broschüre beschriebenen Haftverbundwertes erscheint allerdings mehr als fragwürdig.

3 Material und Methode

Ziel dieser Arbeit ist es, die Wirkung der Bonder und den Einfluss von „harten“ und „weichen“ Cobalt-Chrom-Legierungen auf den Metall-Keramik-Verbund zu testen. Als Grundlage wurde folgender Versuchsaufbau gewählt (vgl. Abb. 6).

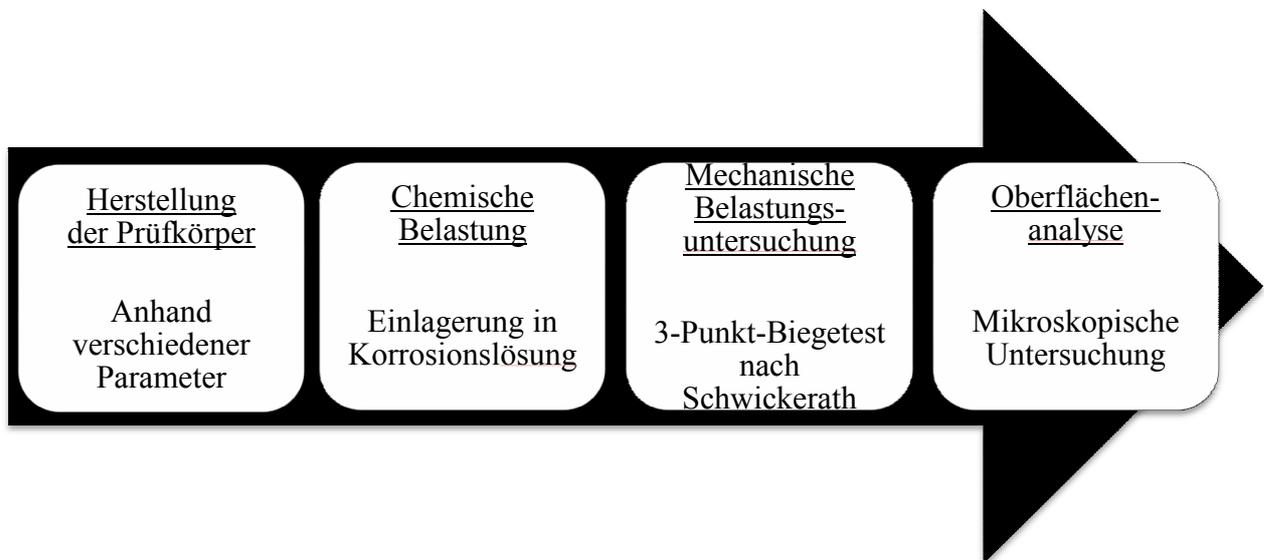


Abbildung 6: Schematischer Versuchsaufbau der zugrundeliegenden Arbeit

Es werden mit Keramik verblendete Metallprüfkörper nach DIN ISO 9693 [1] hergestellt (siehe Kapitel 3.4). Diese verbleiben anschließend in einer Korrosionslösung. Nach einer Inkubationszeit von einem Monat, beziehungsweise sechs Monaten, werden die Prüfkörper mit Hilfe des Schwickerath-Tests einer mechanischen Belastungsuntersuchung unterzogen (siehe Kapitel 3.5.2). Die verbundeingehenden Oberflächen der Keramikverblendung und des Metallgerüsts werden danach unter einem Mikroskop visuell untersucht (vgl. Kapitel 3.5.4).

Zur Herstellung der Prüfkörper ist weiterhin anzumerken, dass die Prüfkörper in Serien à sechs Stück angefertigt werden. Die Serien unterscheiden sich untereinander dabei in bis zu fünf variablen Parametern. Zu diesen Parametern zählen die Legierungen, die Verwendung oder das Weglassen von einem Bonder, die Wash-/ bzw. Bonderbrandtemperatur, die Abkühlzeit und die Dauer der Einlagerung in Korrosionslösung. Bei jedem dieser Parameter kann man zwischen zwei Ausführungen unterscheiden (vgl. Abb. 7).

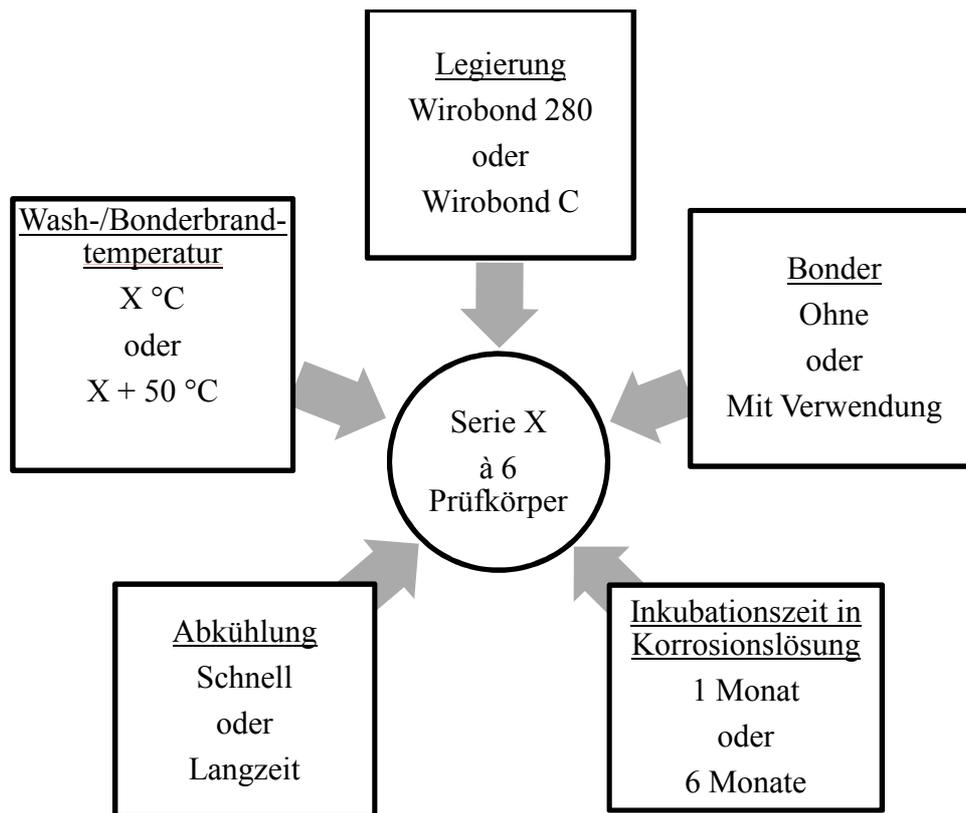


Abbildung 7: Schematische Darstellung der verschiedenen Parameter

Demnach kommt man durch verschiedenste Kombination der Parameterunterschiede auf eine Anzahl von insgesamt 2^5 Kombinationsmöglichkeiten, also auf 32 Serien á sechs Prüfkörper. Die einzelnen Serien mit ihren unterschiedlichen Parametern sind in der folgenden Tabelle dargestellt (vgl. Tab. 7).

3 Material und Methode

Parameter Serie Nr.	Legierung	Bonder	Wash-/Bonderbrand- temperatur	Abkühlung	Korrosionszeit
1	Wirobond 280	Ohne	960 °C	Schnell	1 Monat
2	Wirobond 280	Ohne	960 °C	Schnell	6 Monate
3	Wirobond 280	Ohne	960 °C	Langzeit	1 Monat
4	Wirobond 280	Ohne	960 °C	Langzeit	6 Monate
5	Wirobond 280	Ohne	1010°C	Schnell	1 Monat
6	Wirobond 280	Ohne	1010°C	Schnell	6 Monate
7	Wirobond 280	Ohne	1010°C	Langzeit	1 Monat
8	Wirobond 280	Ohne	1010°C	Langzeit	6 Monate
9	Wirobond 280	Mit	960 °C	Schnell	1 Monat
10	Wirobond 280	Mit	960 °C	Schnell	6 Monate
11	Wirobond 280	Mit	960 °C	Langzeit	1 Monat
12	Wirobond 280	Mit	960 °C	Langzeit	6 Monate
13	Wirobond 280	Mit	1010°C	Schnell	1 Monat
14	Wirobond 280	Mit	1010°C	Schnell	6 Monate
15	Wirobond 280	Mit	1010°C	Langzeit	1 Monat
16	Wirobond 280	Mit	1010°C	Langzeit	6 Monate
17	Wirobond C	Ohne	960 °C	Schnell	1 Monat
18	Wirobond C	Ohne	960 °C	Schnell	6 Monate
19	Wirobond C	Ohne	960 °C	Langzeit	1 Monat
20	Wirobond C	Ohne	960 °C	Langzeit	6 Monate
21	Wirobond C	Ohne	1010°C	Schnell	1 Monat
22	Wirobond C	Ohne	1010°C	Schnell	6 Monate
23	Wirobond C	Ohne	1010°C	Langzeit	1 Monat
24	Wirobond C	Ohne	1010°C	Langzeit	6 Monate
25	Wirobond C	Mit	960 °C	Schnell	1 Monat
26	Wirobond C	Mit	960 °C	Schnell	6 Monate
27	Wirobond C	Mit	960 °C	Langzeit	1 Monat
28	Wirobond C	Mit	960 °C	Langzeit	6 Monate
29	Wirobond C	Mit	1010°C	Schnell	1 Monat
30	Wirobond C	Mit	1010°C	Schnell	6 Monate
31	Wirobond C	Mit	1010°C	Langzeit	1 Monat
32	Wirobond C	Mit	1010°C	Langzeit	6 Monate

Tabelle 7: Die einzelnen Serien mit ihren Herstellungsparametern mit Wirobond® 280 als festere und Wirobond® C als elastischere Legierung

3.1 Cobalt-Chrom-Legierungen

Bei den verwendeten Dentallegierungen handelt es sich um das Wirobond® 280 und Wirobond® C der Firma Bego®. Beide Legierungen sind Cobalt-Chrom-Aufbrennlegierungen gemäß DIN ISO 22674 [12] und DIN ISO 9693 [1].

Bei der Legierung Wirobond® 280 sind die prozentualen Anteile der einzelnen Legierungsbestandteile folgendermaßen aufgeteilt. Während Cobalt mit 60,2 Gewichtsprozent den Hauptbestandteil darstellt, bildet Chrom mit 25,0 Gewichtsprozent den zweitgrößten Anteil. Molybdän, Wolfram und Gallium komplettieren die Legierung. Silizium und Mangan treten in geringen Mengen unter einem Gewichtsprozent auf (vgl. Tab. 8).

Bei der Dentallegierung Wirobond® C findet man in der groben Zusammensetzung Gemeinsamkeiten zu dem Wirobond® 280. So bilden hier ebenfalls die Elemente Cobalt mit 63,3 Gewichtsprozent und Chrom mit 24,8 Gewichtsprozent den Hauptbestandteil. Molybdän und Wolfram sind ähnlich mit rund 5 Gewichtsprozent und Silizium mit weniger als einem Gewichtsprozent beteiligt. Im Wirobond® C fehlt jedoch das Element Gallium. Stattdessen sind Eisen und Cer in geringen Mengen unter einem Gewichtsprozent enthalten (vgl. Tab. 8).

Elemente in Gewichts-%	Wirobond® 280	Wirobond® C
Cobalt	60,2	63,3
Chrom	25,0	24,8
Molybdän	4,8	5,1
Wolfram	6,2	5,3
Gallium	2,9	-
Silizium	< 1	< 1
Mangan	< 1	-
Eisen	-	< 1
Cer	-	< 1

Tabelle 8: Zusammensetzung der Dentallegierungen Wirobond® 280 und Wirobond® C

Ob die unterschiedlichen Zusammensetzungen Einfluss auf die physikalischen und mechanischen Eigenschaften der Legierungen besitzen, zeigt die nachstehende Tabelle (vgl. Tab. 9).

Eigenschaften	Wirobond® 280	Wirobond® C
Dichte [g/cm³]	8,5	8,5
WAK [10⁻⁶ K⁻¹] 25-500°C	14,0	14,0
20-600°C	14,2	14,2
Elastizitätsmodul [GPa]	ca. 220	ca. 210
Dehngrenze ($R_{p0,2}$) [MPa]	540	480
Zugfestigkeit (R_m) [MPa]	680	680
Bruchdehnung (A_5) [%]	14	9
Vickershärte (HV 10)	280	310
BEGO-Farbe	silber	silber

Tabelle 9: Physikalische Eigenschaften der Dentallegierungen Wirobond® 280 und Wirobond® C

Die Dichte, Farbe und der Wärmeausdehnungskoeffizient zeigen keine Abweichungen voneinander. Lediglich die mechanischen Eigenschaften, wie Elastizitätsmodul, Dehngrenze und Bruchdehnung und die Härte nach VICKERS weisen Unterschiede auf.

Die Vickershärte ist für eine Einteilung in harte und weichere Legierungen ausschlaggebend. Demnach handelt es sich bei Wirobond® 280 um eine weichere und Wirobond® C um eine vergleichsweise härtere Legierung. Im allgemeinen Sprachgebrauch werden die Begriffe „hart“ und „weich“ jedoch oftmals falsch verwendet. „Hart“ wird mit „fest“ gleichgesetzt, während mit „weich“ meist „elastisch“ gemeint ist. Dabei bezieht man sich eher auf die Verformbarkeit der Legierung und deren Elastizitätsmodul [11]. In Kapitel 2.1.2 wurde bereits erwähnt, dass Legierungen mit größerem Elastizitätsmodul umso steifer sind. Schlussfolgernd sind Legierungen mit kleineren Elastizitätsmoduln elastischer und weniger fest.

Demzufolge handelt es sich bei der verwendeten Legierung Wirobond® C um eine weniger feste Dentallegierung, mit einem Elastizitätsmodul von ca. 210 GPa, und bei Wirobond® 280 um eine vergleichsweise festere Dentallegierung, mit ca. 220 GPa.

In der Verarbeitung der beiden Legierungen dagegen lassen sich keine Unterschiede feststellen. Die genauen Arbeitsschritte und Verarbeitungsparameter sind unter Punkt 3.4 „Herstellung der Prüfkörper“ zu finden.

3.2 VITA VMK Master®

Bei den erfolgten Versuchen wurde die Aufbrennkeramik VITA VMK Master® der Firma VITA® zur Verblendung der Metallprüfkörper verwendet. VMK steht dabei für VITA Metall Keramik.

Diese Verblendkeramik gehört zu den konventionellen Aufbrennkeramiken der DIN ISO 6872 [101]. Hauptbestandteil bilden Orthoklas- und Natronfeldspalte mit 60-80 Gewichtsprozent. Konventionelle Keramik bedeutet, dass es sich um eine Feldspatkeramik handelt, bei welcher der Leuzitgehalt sehr hoch ist. Zudem ist VITA VMK Master® 15-25 Gewichtsprozent Quarz zugesetzt, was sich optisch in einer höheren Transparenz äußert [100]. Weitere Zusätze wie Metalloxide und Pigmente führen zu einer Farbgebung der keramischen Massen.

Bei einem Wärmeausdehnungskoeffizienten des Opaquers von $13,6-14,0 [10^{-6} * K^{-1}]$ bei einer Temperaturspanne von $25-500 \text{ }^{\circ}\text{C}$ und einem WAK der Dentinmasse von $13,2-13,7 [10^{-6} * K^{-1}]$ bei gleicher Temperaturspanne sollten laut Herstellerangaben für das Gerüst Legierungen verwendet werden, deren WAK geringfügig größer ist. So würden Legierungen mit einem WAK von $14,0-14,4 [10^{-6} * K^{-1}]$ erfolgreichere Metall-Keramik-Verbundsysteme erzielen [100]. Mit einem WAK von $14,0-14,2 [10^{-6} * K^{-1}]$ liegen die verwendeten Legierungen Wirobond® 280 und Wirobond® C somit genau im Anforderungsbereich dieser Aufbrennkeramik.

Die einzelnen Arbeitsschritte zur Verarbeitung der Aufbrennkeramik nach Herstellerangaben werden folgend in Kapitel 3.4 detailliert erklärt.

3.3 NP-Bond®

Bei dem NP-Bond® der Firma VITA® handelt es sich um einen Bonder für Nichtedelmetalle. NP steht dabei für „non precious“ und bedeutet so viel wie „unedel“. Der Bonder soll Ungleichmäßigkeiten zwischen der Legierung und der Keramikverblendung ausgleichen, die durch die unterschiedlichen Wärmeausdehnungsverhalten der beiden Materialien bedingt sind. Die Bonderschicht entspreche daher einer Pufferzone [65]. Die Erläuterung zu diesem Prinzip kann in Kapitel 2.3.7 nachgelesen werden.

In der Verarbeitung ersetzt der Bonderauftrag und –brand den Washbrand. Die Herangehensweise wird unter Punkt 3.4 näher dargestellt.

3.4 Herstellung der Prüfkörper

3.4.1 Die Vorbereitung zum Einbetten

Zunächst müssen die in Kunststoff vorgefertigten Prüfkörper zur Vorbereitung des Metallgusses in einer Muffel angestiftet werden. Die Prüfkörperrohlinge werden in einem Block von 7 Einzelprüfkörpern verbunden mit einem gemeinsamen Gusskanal vorgefertigt. Insgesamt finden zwei Prüfkörperblöcke in einer 6er-Muffel ausreichend Platz (vgl. Abb. 8). Beim Anstiften mit Gusswachs ist darauf zu achten, dass der Übergang von Muffelformer zu Prüfkörperblock fließend und möglichst glatt ist. Damit sollen spätere Fehler beim Ausfließen mit Metall, wie z. B. ein nicht Ausfließen der Prüfkörperhohlform, vermieden werden. Zudem sollten die Prüfkörperoberkanten einen Abstand von mindestens 0,5 cm nach oben zu der Muffeloberkante bei aufgestecktem Muffelring aufweisen, damit eine ausreichende Einbettmassenschichtdicke oberhalb der Prüfkörper gewährleistet wird. Vor dem Einbetten wird der Muffelring innen mit einem leicht befeuchteten Fließpapier ausgekleidet und auf den Muffelformer bündig aufgesteckt.

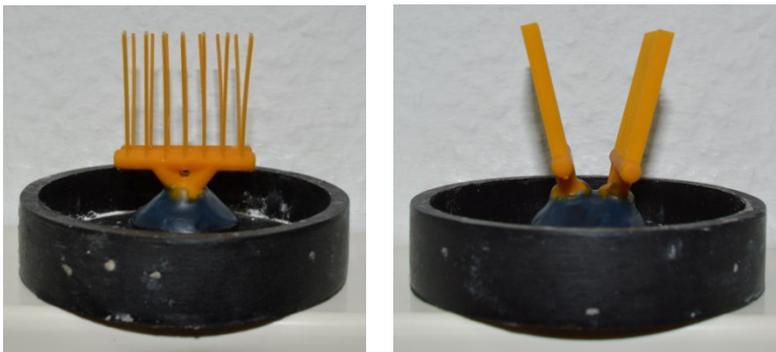


Abbildung 8: Frontal- und Seitenansicht des angestifteten Prüfkörperblocks

3.4.2 Das Einbetten

Die Einbettmasse (Bellavest SH® der Firma BEGO®) wird nach Herstellerangaben verarbeitet. Für eine 6er-Muffel sollten zwei Einbettmassenbeutel à 160 g verwendet werden. Um eine angepasste Expansion der Einbettmasse zu erhalten, sollte ein Mischungsverhältnis von 80 % Anmischflüssigkeit (BegoSol HE® der Firma BEGO®) zu 20 % destilliertem Wasser eingehalten werden. Auf eine Masse von 320 g der Einbettmasse für eine 6er-Muffel sollten somit 80 ml Gesamtflüssigkeit, zusammengesetzt aus 64 ml Einbettflüssigkeit und 16 ml destilliertem Wasser, gegeben werden. Mit Hilfe eines Vakuumanmischgerätes wird die Einbettmasse so eine Minute lang unter Vakuum verrührt. Auf einem Rüttler lässt man langsam und kontrolliert die angerührte Einbettmasse in die Muffel einfließen. Dabei ist darauf zu achten,

dass die Prüfkörper vollständig und ohne Blasenbildung von der Masse erfasst und umhüllt werden. Gefüllt wird die Muffel bis zum oberen Muffelrand. Die eingebettete Muffel kann so für 20 min an einem Platz, an dem sie ruhig stehen kann, aushärten und abbinden. Diese Zeitangabe bezieht sich nach Herstellerangaben auf eine "schnelle Verarbeitungsweise". In Abbildung 9 sind alle Materialien und Hilfsgüter für das Einbetten gezeigt.



Abbildung 9: Einbettmaterialien und Hilfsmittel

3.4.3 Das Vorwärmen und der Metallguss

Wenn man diese Bearbeitungsweise befolgt, kann die Muffel ohne Muffelformer mit der Öffnung nach unten nach den 20 min Abbindezeit direkt in den auf ca. 800 °C aufgeheizten Vorwärmofen gestellt werden. Der Vorwärmofen wird daraufhin auf eine Endtemperatur von 910 °C gebracht und diese für 45 min gehalten. Kurz vor Ablauf der 45 min Haltezeit kann die Induktionsschleuder Fornax® für den Metallguss vorbereitet werden. Für ein Gewicht von 1 g der Prüfkörperblöcke benötigt man 8,5 g Metall. Für zwei angestiftete Prüfkörperblöcke und somit eine 6er-Muffel werden ca. 23 g Metall benötigt, was ungefähr einer Menge von vier Metallrohlingen à 6,2 g entspricht. Die Metallrohlinge werden in einen Keramikbrenntiegel eingebracht und dieser zum Aufwärmen in die entsprechende Vorrichtung der Induktionsschleuder gelegt. Bei dem Aufwärmen sollten die Metallrohlinge noch nicht schmelzen. Die Einstellungen der Schleuder sollten auf die Muffelgröße 6 vorbereitet werden. Nach Ablauf der 45 min Haltezeit bei 910 °C kann die Muffel in die Schleuder gelegt werden. Der Keramiktiegel wird so lange in der geschlossenen Schleuder durch die Induktionsspule erhitzt bis auch der letzte Metallrohling geschmolzen ist und eine homogene Metallschmelze im Sichtfenster zu erkennen ist. Dann erst wird die Schleuder ausgelöst und der Metallguss kann vollzogen werden.

Nach Beendigung des Schleudervorganges wird die heiße Muffel zum Abkühlen an einen kühlen Ort gestellt. Dieser Vorgang kann dabei bis zu 3 h in Anspruch nehmen.

3.4.4 Das Ausbetten

Sobald die Muffel eine handwarme Temperatur erreicht, kann mit dem Ausbetten begonnen werden. Mithilfe von Hammerschlägen auf die offene Seite der Muffel und den Gusstrichter kann das Gussobjekt leicht aus dem Muffelring gelöst werden. Um kleinere Reste am Gussobjekt zu entfernen, sollte ein Abstrahlgerät genutzt werden.

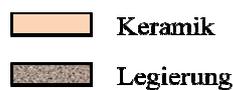
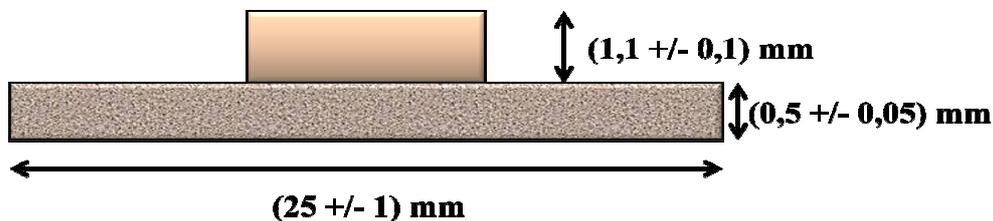
3.4.5 Die Ausarbeitung

Nach dem Ausbetten können die Prüfkörper mit Hilfe einer rotierenden Trennscheibe von dem gemeinsamen Gusskanal abgetrennt werden. In diesem metallischen Rohzustand weisen die Prüfkörper jedoch noch nicht die exakten Dimensionen auf.

Mit rotierenden Hartmetallfräsen werden die Prüfkörper so ausgearbeitet, dass sie am Ende folgenden Maßen entsprechen:

Höhe x Breite x Tiefe = $(0,5 \pm 0,05)$ mm x (25 ± 1) mm x $(3 \pm 0,1)$ mm (vgl. Abb. 10)

Seitliche Ansicht des Prüfkörpers:



Aufsicht des Prüfkörpers:

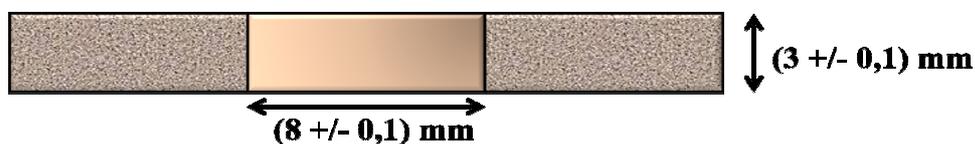


Abbildung 10: Schematische Darstellung eines Prüfkörpers mit den Maßangaben

Nach der Ausarbeitung wird der Prüfkörper mit einem kleinen Rosenbohrer an den Stellen markiert bis wohin die Keramikverblendung reichen soll. Diese soll sich später im mittleren Drittel der Prüfkörper befinden (vgl. Abb. 10).

Innerhalb dieser Markierungen werden die Prüfkörper mit Aluminiumoxid der Körnung 250 μm mit einem Druck von knapp 4 bar abgestrahlt.

Gerade nach diesem Arbeitsschritt sollten die Prüfkörper auf Biegungen überprüft und gegebenenfalls durch manuelles Biegen wieder begradigt werden.

Bevor man mit den Arbeitsschritten für die Keramikverblendung beginnt, werden die Prüfkörper gründlich mit Hilfe eines Dampfstrahlgerätes abgedampft und somit gesäubert. Dieser Arbeitsschritt wird außerdem nach jedem Brennvorgang vollzogen und ermöglicht damit eine saubere und Brennrückstandsfreie Oberfläche. Um diesen Zustand beizubehalten und auch um Fettauflagerungen von Händen und Fingern auf der Prüfkörperoberfläche zu vermeiden, werden die Prüfkörper nach dem Abdampfen nur noch mit einer Klemme gehalten.

3.4.6 Die Keramikverblendung

Die Vorgehensweise zur Keramikverblendung wird nach Herstellerangaben vollzogen.

Am Anfang steht der Auftrag der Opaquermasse für den Washbrand bzw. das Auftragen des Bonders für den Bonderbrand.

Im Fall des Washbrands wird das Opaquer-Pulver mit dem Opaquer-Liquid auf einer sauberen Glasplatte mit einem Spatel verrührt. Entstehen sollte eine nicht deckende, flüssige Masse. Die abgedampften, trockenen Prüfkörper werden dann mit Hilfe eines feinen Pinsels im mittleren Drittel dünn mit dieser Masse beschickt. Dabei sollte die Masse leicht einmassiert werden, damit ein möglichst großer Anteil der gesandstrahlten Oberfläche benetzt werden kann. Auf einem Brennträger ruhend werden die Prüfkörper anschließend im Keramikbrennofen gebrannt.

Dabei sind für jeden Brennvorgang bestimmte Brennparameter vorgeschrieben und charakteristisch. In der Gebrauchsanweisung der jeweiligen Materialien kann man alle Brennparameter, wie Brenntemperatur, -dauer, Abkühlungsdauer und Vakuumeinstellung, einsehen und dementsprechend am Brennofen einstellen. In der Tabelle 3 in Kapitel 2.2.10 werden die in den Brenntabellen genutzten Symbole und Abkürzungen erläutert.

Für den Washbrand schlägt der Hersteller folgende Brennparameter vor, wie sie in dieser Arbeit Verwendung finden (vgl. Tab. 10).

Vt. in °C	→min	∇min	∇°C/min	Temp.ca.°C	→min	Vac. min
500	2.00	5.45	80	960	1.00	5.45

Tabelle 10: Brenntabelle für den Washbrand

Im Fall des Bonderbrands bedient man sich der vorgefertigten Bonderpaste, die vor Nutzung lediglich homogenisiert wurde. Der Bonder wird ähnlich der Opaquermasse beim Washbrand aufgetragen und anschließend mit eigenen Brennparametern gebrannt (vgl. Tab. 11).

Vt. in °C	→min	↗min	↗°C/min	Temp.ca.°C	→min	Vac. min
600	6.00	6.00	60	960	1.00	6.00

Tabelle 11: Brenntabelle für den Bonderbrand

Nach dem Abdampfen werden die Prüfkörper mit einer deckenden Opaquerschicht überzogen, damit das Metallgerüst maskiert werden kann. Dazu wird das Opaquer-Pulver mit dem Opaquer-Fluid so verrührt, dass eine cremige Masse entsteht. Diese wird ebenfalls mit Hilfe eines feinen Pinsels aufgetragen.

Es folgt der Opaquerbrand (vgl. Tab. 12).

Vt. in °C	→min	↗min	↗°C/min	Temp.ca.°C	→min	Vac. min
500	2.00	5.38	80	950	1.00	5.38

Tabelle 12: Brenntabelle für den Opaquerbrand

Um eine genaue Form für die Keramikverblendung zu erhalten, wird für die anschließende Schichtung der Keramikmasse eine Art Schablone genutzt. Dabei handelt es sich um ein zweiteiliges Metallblöckchen (vgl. Abb. 11). Das Unterteil ist dabei an der Oberkante mit einer Aussparung versehen, in welcher die Prüfkörper Platz finden. Das Oberteil, welches mit dem Unterteil verschraubt werden kann, besitzt genau oberhalb der Aussparung des Unterteils ebenfalls eine zweite Aussparung, welche den vorgeschriebenen Dimensionen der späteren Keramikverblendung entspricht.

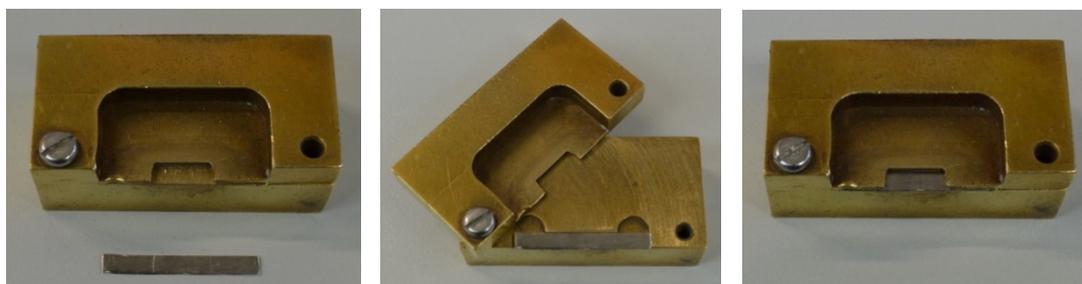


Abbildung 11: Keramikschichtungsblock mit Metallprüfkörper

Für die erste Keramikschichtung und somit dem ersten Dentinbrand wird zunächst das Dentinpulver mit der Modellierflüssigkeit zu einer cremigen, aber doch standfesten Konsistenz verrührt. Mit einem größeren Pinsel wird die Keramikmasse auf dem, im Metallblöckchen befindlichen Prüfkörper und somit in der Schablonenaussparung aufgeschichtet (vgl. Abb. 12).

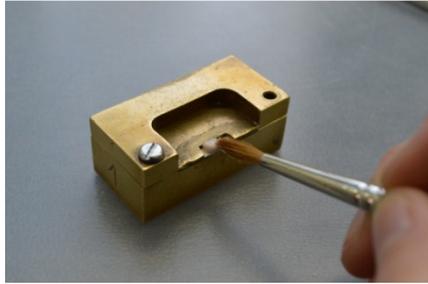


Abbildung 12: Auftrag der Dentinmasse mit Hilfe des Keramikschichtblockes

Mit einem sauberen Papiertuch wird durch Anlegen an die aufgetragene Keramikmasse überschüssige Flüssigkeit entzogen und dadurch die Masse verdichtet. Mit einem dünnen, flächigen Instrument wird die Masse von der Höhe so reduziert, dass diese die vorgegebene Höhe der Schablone knapp unterbietet. Somit bleibt, auch Dank der Volumenschrumpfung der Keramikmasse während des Brennens, ausreichend Platz für eine zweite Keramikschicht.

Nach Entnehmen des beschichteten Prüfkörpers aus der Schablone werden die Ränder auf Kontinuität und Überschüsse kontrolliert und gegebenenfalls mit dem feinen, flächigen Instrument korrigiert.

Um eine zu starke Austrocknung der fertig beschichteten Prüfkörper während des Keramikauftrags bei den anderen Prüfkörpern einer Serie zu vermeiden, sollten diese auf ein feuchtes Papiertuch gelegt werden.

Zusammen auf einem Brennträger werden die Prüfkörper einer Serie anschließend dem Brennofen für den 1. Dentinbrand zugefügt (vgl. Tab. 13).

Vt. in °C	→min	↗min	↗°C/min	Temp.ca.°C	→min	Vac. min
500	6.00	7.49	55	930	1.00	7.49

Tabelle 13: Brenntabelle für den 1. Dentinbrand

Nach dem insgesamt dritten Brennvorgang und dem anschließenden Abdampfen erfolgt die zweite und letzte Dentinmassenschichtung, um die angegebene Höhe der Keramikverblendung zu erreichen. Dies geschieht gemäß der ersten Dentinmassenschichtung. Es folgt der zweite Dentinbrand oder auch Korrekturbrand gemäß seiner speziellen Brennparameter (vgl. Tab. 14).

Vt. in °C	→min	↗min	↗°C/min	Temp. ca.°C	→min	Vac. min
500	6.00	7.38	55	920	1.00	7.38

Tabelle 14: Brenntabelle für den 2. Dentinbrand oder Korrekturbrand

Die Keramikverblendung sollte nach dem Brennvorgang ihren vorgegebenen Dimensionen entsprechen. Ist dies nicht der Fall, müssen die verblendeten Prüfkörper mit rotierenden

3 Material und Methode

Steinchen so nachgearbeitet werden, bis eine Keramiksichtdicke von (1,1 +/- 0,1) mm erreicht wird. Zudem sollten die Seitenränder der metallischen Prüfkörper von Opaquer- oder Keramikresten befreit werden.

Nach erneutem Abdampfen der Prüfkörper können diese dem letzten Brand, dem sogenannten Glanzbrand, zugeführt werden. Dazu werden die Prüfkörper auf einem Brennträger platziert und die Keramikverblendung mit Hilfe eines feinen Pinsels dünn mit Modellierflüssigkeit bestrichen. Dieser Vorgang soll den Farbauftrag eines herkömmlichen keramischen Verblendungsvorgangs simulieren.

Anders als bei den vorangegangenen Brennvorgängen wird der Glanzbrand ohne Vakuum durchgeführt (vgl. Tab. 15).

Vt. in °C	→min	↗min	↗°C/min	Temp.ca.°C	→min	Vac. min
500	4.00	5.15	80	920	1.00	-

Tabelle 15: Brenntabelle für den Glanzbrand

Die fertig verblendeten Prüfkörper weisen somit keramischen Glanz neben matter und oxidiertes Metalloberfläche auf (vgl. Abb. 13).



Abbildung 13: Fertiger Metall-Keramik-Prüfkörper in der Aufsicht

Es ist noch wichtig anzumerken, dass bei dem ersten und zweiten Dentinbrand und Glanzbrand zusätzlich die Dauer der Abkühlung am Brennofen eingestellt werden muss. Für die Langzeitabkühlung muss dafür ein zusätzliches „L“ im Display angezeigt werden. Ein an dieser Stelle leeres Display verweist demnach auf eine schnelle Abkühlung.

Zudem sei darauf hingewiesen, dass bei den Serien, welche dem Parameter „Wash-/Bonderbrand X+50 °C“, zugeordnet sind, die Wash- beziehungsweise Bonderbrandtemperatur nach Herstellerangaben um 50 °C erhöht wurde. Die Washbrandtemperatur von 960 °C würde demnach auf 1010 °C heraufgesetzt werden. Somit sähen die Brenntabellen des Wash- und Bonderbrandes für die betroffenen Serien folgendermaßen aus (vgl. Tab. 16 und Tab. 17).

Vt. in °C	→min	↗min	↗°C/min	Temp.ca.°C	→min	Vac. min
500	2.00	5.45	80	1010	1.00	5.45

Tabelle 16: Brenntabelle für den Washbrand mit erhöhter Brandtemperatur

Vt. in °C	→min	↗min	↗°C/min	Temp.ca.°C	→min	Vac. min
600	6.00	6.00	60	1010	1.00	6.00

Tabelle 17: Brenntabelle für den Sonderbrand mit erhöhter Brandtemperatur

3.5 Untersuchung der Prüfkörper

3.5.1 Die chemische Einlagerung

Nach Fertigstellung der Prüfkörper werden diese entweder für einen Monat oder für 6 Monate in eine Korrosionslösung eingelegt.

Um die Herstellung der Korrosionslösung nach DIN ISO 10271 gemäß durchzuführen, werden 5,84 mg Kochsalz (Natriumchlorid) mit 11 ml Milchsäure in einem Liter Wasser gelöst. Daraus resultiert eine jeweils 0,1-molare Lösung der gelösten Stoffe. Der pH-Wert beträgt 2,3.

3.5.2 Der 3-Punkt-Biegeversuch nach SCHWICKERATH

Nach der chemischen Einlagerung werden die Prüfkörper mit Hilfe der Biegeprüfmaschine Zwick z100® dem 3-Punkt-Biegeversuch nach SCHWICKERATH nach DIN ISO 9693 unterzogen [1].

Im Prinzip wird ein mit Keramik verblendeter Metallprüfkörper, hergestellt nach DIN ISO 9693, auf zwei Stützpunkte aufgelegt (vgl. Abb. 14).

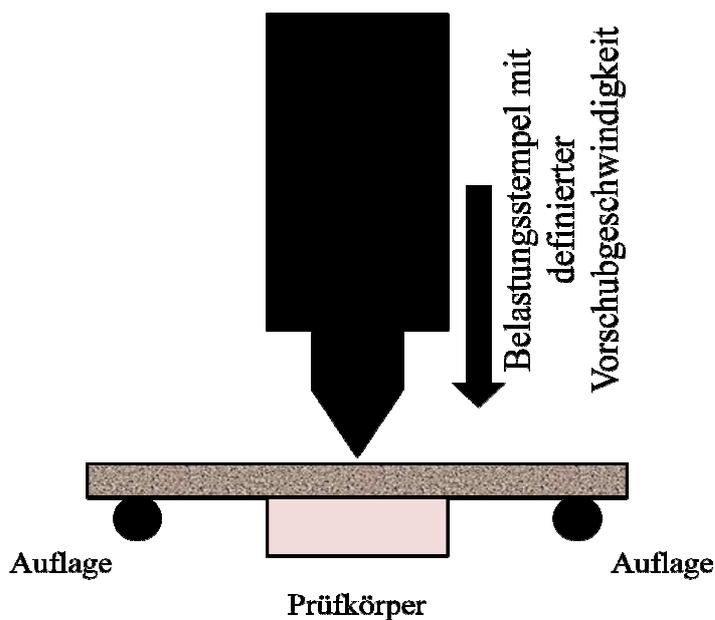


Abbildung 14: Schematische Darstellung des 3-Punkt-Biegeversuchs nach SCHWICKERATH

Dabei schaut die verblendete Seite nach unten. Von oben kommend wird ein Belastungsstempel herabgelassen und trifft mittig auf den Prüfkörper. Mit ansteigendem Kraftaufwand und bei einer Vorschubgeschwindigkeit von $(1,5 \pm 0,5)$ mm/min wird der Prüfkörper bis zum Versagen des Metall-Keramik-Verbundes gebogen. Dabei wird parallel zur Belastung, beziehungsweise der aufgewendeten Kraft F , die Dehnung des Prüfkörpers aufgezeichnet. Daraus resultiert ein Kraft-Dehnungs-Diagramm (vgl. Abb.5 in Kapitel 2.5). Wie in Kapitel 2.5 bereits erläutert, steht die maximale Bruchkraft F_{max} dabei für die Stärke des Haftverbundes., Um den Einfluss der Dickenschwankungen der Prüfkörper zu berücksichtigen, wird die maximale Bruchkraft anschließend mithilfe des Koeffizienten k korrigiert (siehe Kapitel 2.5) [1]. Die Korrekturen der maximalen Bruchkraftwerte um den Koeffizienten k sind tabellarisch im Anhang zu finden.

Da die Ergebnisse des Schwickerath-Versuches allein nicht aussagekräftig genug sind, werden die Bruchflächen der Verbundpartner anschließend zusätzlich mikroskopiert und ausgewertet (siehe Kapitel 3.5.4).

3.5.3 Statistik

Um die ermittelten Verbundfestigkeiten der einzelnen Prüfkörper einer Serie mit denen anderer Serien vergleichen zu können, bedient man sich statistischen Parametern. Zunächst steht die beschreibende Statistik im Vordergrund. Dabei sind Mittelwert, Medianwert, Standardabweichung, Varianzkoeffizient und Minimal- und Maximalwert die wichtigsten Vertreter.

Der deskriptiven Statistik schließt sich die vergleichende Analyse der Ergebnisse an.

Bei dem Vergleich der beschreibenden Parameter, wie beispielsweise dem Mittelwert, gilt es zunächst herauszufinden um welche Art von Verteilung es sich bei den Werten der einzelnen Serien handelt. Man unterscheidet zwischen einer Normalverteilung und einer Nicht-Normalverteilung, auch parametrische und nicht-parametrische Verteilung genannt. Viele statistische Tests, wie zum Beispiel der Test nach Kolmogorow – Smirnow oder der Shapiro-Wilk-Test, helfen bei der Beantwortung der Verteilungsfrage.

Eine vereinfachte Variante stellt der Quotient aus Mittel- und Medianwert dar. Ein Charakteristikum der Normalverteilung ist die Tatsache, dass der Mittel- und Medianwert annähernd gleich sind. Demnach müsste der Quotient 1 ergeben. Mit einer Schwankung von $\pm 0,05$ werden minimale Unterschiede zwischen Mittel- und Medianwert toleriert und

Stichproben dieser Art noch zur Normalverteilung gezählt. Ist der Quotient größer oder kleiner als $1 \pm 0,05$, so liegt eine nicht-parametrische Verteilung vor.

Ist die Art der Verteilung bekannt, können die voneinander unabhängigen Messreihen mit Hilfe weiterer statistischer Tests miteinander verglichen werden.

Liegt eine Normalverteilung zweier Messreihen, bzw. Serien, vor, so wird der sogenannte „Student’sche t-Test“ angewendet. Grundlage bildet die Nullhypothese H_0 , dass sich die zwei Messreihen nicht voneinander unterscheiden. Die Alternativhypothese H_1 besagt, dass ein Unterschied zwischen beiden Messreihen besteht. Mit Hilfe des Statistik-Programms NCSS® wird dann ein t-Wert (oder auch p-Wert) ermittelt. Ist der t-Wert kleiner als 0,05, so wird die Nullhypothese verworfen und es gilt die Alternativhypothese. Somit gibt es einen statistisch absicherbaren Unterschied zwischen den beiden Messreihen. Inwiefern der Unterschied signifikant ist, lässt sich mit Hilfe des Signifikanzniveaus ermitteln (vgl. Tab. 18).

t-Wert (oder α)	Signifikanzniveau	Bedeutung für Hypothesen
$t > 0,05$	Unterschied nicht signifikant	Nullhypothese wird nicht verworfen. Es gilt: Es besteht kein statistisch absicherbarer Unterschied
$0,05 \geq t > 0,01$	Unterschied signifikant	Nullhypothese wird verworfen.
$0,01 \geq t > 0,001$	Unterschied hoch signifikant	Es gilt: Es besteht ein statistisch absicherbarer Unterschied
$0,01 \geq t$	Unterschied höchst signifikant	

Tabelle 18: Signifikanzniveau und dessen Bedeutung

Liegen eine parametrische und eine nicht-parametrische oder zwei nicht-parametrische Verteilungen bei zwei zu vergleichenden Messreihen vor, so wird der Mann-Whitney-U-Test angewendet. Ähnlich dem t-Test, werden die Null- und Alternativhypothese aufgestellt und ein Wert zur Bestimmung der Signifikanz ermittelt. In diesem Fall wird die Signifikanz mit α dargestellt. Das Signifikanzniveau und dessen Bedeutung gleichen dem des t-Tests (vgl. Tab. 18).

3.5.4 Die mikroskopische Untersuchung

Dem Biegeversuch schließt sich unmittelbar die mikroskopische Untersuchung der verbundeingehenden Oberflächen von Gerüst und Verblendung an. Das verwendete Gerät ist das Mikroskop Digital Microscope VHX-500F®.

Dazu wird zunächst die Keramikverblendung durch leichten Druck komplett von dem Metallgerüst gelöst. Unter dem Mikroskop werden die ehemals verbundeingehenden

Oberflächen von dem Metallgerüst und der Keramikverblendung auf Reste der Haftoxid- oder Washbrand-/ bzw. Bonderschicht kontrolliert.

In den vorliegenden Untersuchungen ergab sich eine 20-fache Vergrößerung als vorteilhaft (vgl. Abb. 15).

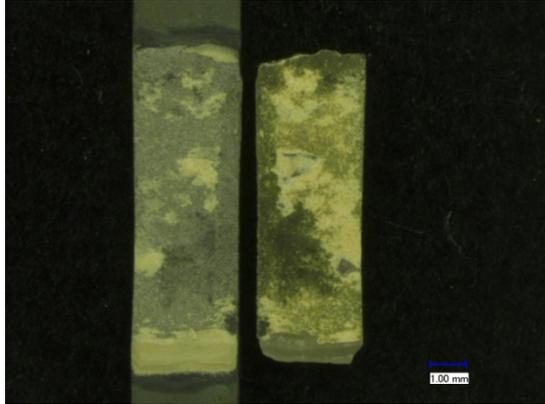


Abbildung 15: Beispielprüfkörper in 20-facher Vergrößerung

Um quantitative Untersuchungen anstellen zu können, kann den aufgenommenen mikroskopierten Bildern ein dimensioniertes Gitternetz aufgelegt werden. Bei den vorliegenden Aufnahmen wurde eine Dimensionierung der Linienabstände von 1 mm vorgenommen (vgl. Abb. 16).

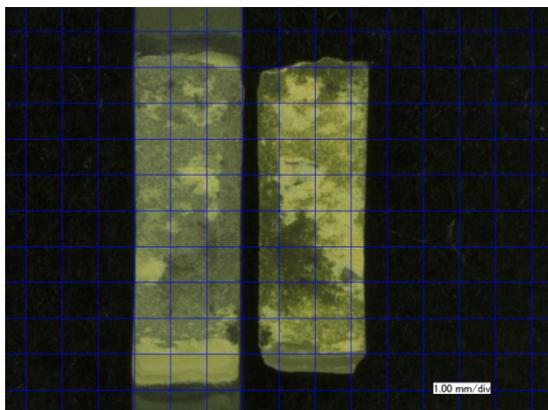


Abbildung 16: Beispielprüfkörper in 20-facher Vergrößerung und einer Gitterdimension von 1mm/div

Zur verbesserten Strukturwahrnehmung und Oberflächenbeurteilung können die mikroskopierten Bilder auch in Grautönen dargestellt werden, die dadurch als Relief erscheinen (vgl. Abb. 17). Dabei werden Auflagerungen plastischer wahrgenommen. Bei den vorliegenden Bildern wurde die Einstellung „Relief 4“ gewählt. Treten beispielsweise Schwierigkeiten bei der Unterscheidung zwischen der Haftoxidschicht und der Bonderschicht anhand von ähnlichem Farbeindruck auf, so kann die Umwandlung in Grautöne und damit die Tiefenwirkung helfen, um eine aufgelagerte Bonderschicht zum Beispiel eindeutig als diese zu identifizieren.

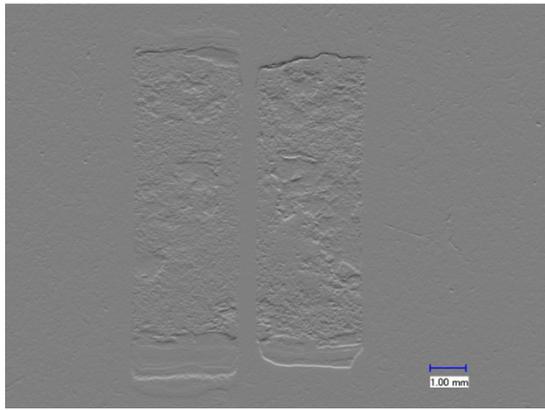


Abbildung 17: Beispielprüfkörper in 20-facher Vergrößerung und Reliefdarstellung

In Abbildung 15 erkennt man auf dem Metallgerüst, links liegend, die zuvor mittig verblendete Fläche. Diese erscheint heterogen. Den größten Anteil bildet dabei die eher gräulich erscheinende Oberfläche. Vergleicht man diese mit der reinen Metalloberfläche, die als kleine Streifen ober- und unterhalb der ehemals verblendeten Fläche zu erkennen ist, so fällt auf, dass die reine Metalloberfläche eine vergleichsweise dunkelgraue Farbe aufweist. Der hellere Grauton auf der zu untersuchenden Fläche wird durch die Einlagerung von hellen keramischen Partikeln erzeugt. Der helle Grauton entspricht somit der Washbrand-/bzw. Bonderschicht und weist somit auf einen Bruch innerhalb der Mischoxidschicht hin (Bruchtyp B). Vergleicht man die korrespondierende Stelle auf der Verblendkeramik und weist diese zusätzlich schwärzliche Komponenten auf, wie diese in Abbildung 15 in der unteren Hälfte links zu erkennen sind, so kann man davon ausgehen, dass es sich bei diesen Komponenten um Metalloxide handelt. Der Bruch fand demnach an dieser Stelle zwischen dem Metall und der Metalloxidschicht statt (Bruchtyp A).

Die hellen, gelblichen Areale, welche sich wie Flecken auf der Metalloberfläche verteilen, entsprechen der Opaquerschicht. Da die Opaquermasse zu den keramischen Massen zählt, wird davon ausgegangen, dass an den genannten Stellen ein kohäsiver Bruch geschehen sein muss (Bruchtyp C). Dazu zählen ebenso Stellen, an denen sogar Dentinmassenschichten auf dem Metall verblieben sind, wie sie in Abbildung 15 am unteren Rand der Bruchfläche auf dem Metallprüfkörper zu finden sind.

Diese Informationen über den Bruchtyp können anschließend mit Hilfe des Gitters grob quantifiziert (vgl. Abb. 16) und in einer Tabelle festgehalten werden (vgl. Tab. 19).

Bruchtyp (Bruchpartner)	Anteil an gesamter Bruchfläche
A (Metall und Metalloxide)	37 %
B (Mischoxide)	31,5 %
C (innerhalb der keramischen Massen)	31,5 %

Tabelle 19: Verschiedene Brüche und ihr Anteil an der Gesamtbruchfläche anhand des Beispielprüfkörpers

Der Quantifizierung lässt sich entnehmen, dass alle drei Bruchtypen nahezu zu gleichen Anteilen vorkommen. Allerdings darf an dieser Stelle nicht vergessen werden, dass es sich bei Bruchtyp A und B um adhäsive Brüche handelt. Der prozentuale Anteil der adhäsiven Bruchflächen beträgt somit 68,5 % gegenüber den kohäsiven Bruchflächen mit 31,5 %. In der mikroskopischen Auswertung dieser Arbeit werden lediglich die Anteile der adhäsiven und kohäsiven Bruchflächen ermittelt.

Um allerdings gröbere Fehler durch eine rein visuelle Auswertung zu vermeiden, kann ein Bildanalyse-Programm (z.B. „IrfanView“) genutzt werden. Dabei wird die Funktion zur Quantifizierung eines Farbflächenanteils an einer Gesamtfläche angewandt. Hierzu wird beispielsweise die Farbe verbliebener Keramik oder des Opaquers auf der Metallbruchfläche markiert und ihr Anteil an der Gesamtbruchfläche berechnet. Somit kann der Anteil der kohäsiven Brüche an der Gesamtbruchfläche ermittelt werden. Eine weitere Schwierigkeit stellt dabei allerdings die Unterscheidung zwischen dem keramischen Opaquer und der Bonderschicht dar. Abhilfe schafft dazu die Reliefdarstellung, wodurch aufgelagerte Opaquerschichten besser erkennbar wurden (vgl. Abb. 17).

4 Ergebnisse

Im Folgenden werden die Messergebnisse aus dem 3-Punkt-Biegeversuch nach SCHWICKERATH und die Ergebnisse der mikroskopischen Untersuchung aufgeführt. Die Darstellung der Ergebnisse wird zunächst bei der deskriptiven Analyse in vier Kategorien unterteilt. Die Kategorien unterscheiden zwischen den beiden Dentallegierungen, Wirobond® 280 und Wirobond® C, jeweils mit und ohne Verwendung eines Bonders. Innerhalb einer Kategorie bildet die Prüfkörper-Serie, welche nach Herstellerangaben (bezüglich der Brenntemperatur) angefertigt wurde, die Referenzserie. Durch Veränderungen der Parameter „Wash- bzw. Bonderbrandtemperatur“, „Abkühlungsdauer“ und „Inkubationszeit in Korrosionslösung“ entstanden die Folge-Prüfkörper-Serien der jeweiligen Kategorie (vgl. Kapitel 3).

Da das Ziel dieser Arbeit darin besteht die Wirkung von Bondern zu ermitteln und einen Vergleich zwischen einer weicheren und härteren Dentallegierung in Metall-Keramik-Verbundsystemen anzustellen, wird bei der vergleichenden Statistik eine andere Einteilung in Kategorien vorgenommen. Dazu werden die Prüfkörper-Serien auf die vier großen Kriterien „Wirobond® 280“, „Wirobond® C“, „ohne Verwendung eines Bonders“ und „mit Verwendung eines Bonders“ aufgeteilt. Innerhalb einer Kategorie werden die in einem Kriterium unterschiedlichen, jedoch sonst gleich hergestellten Prüfkörper-Serien miteinander verglichen. Die Differenzierung beruht dabei auf der Wahl der Dentallegierung oder auf der Verwendung/ dem Weglassen eines Bonders.

4.1 3-Punkt-Biegeversuch nach SCHWICKERATH

4.1.1 Deskriptive Analyse der Messergebnisse

Bei der deskriptiven Analyse werden die Messergebnisse der einzelnen Prüfkörper-Serien mit bestimmten statistischen Kenngrößen dargestellt (vgl. Kapitel 3.5.3).

4.1.1.1 Prüfkörper-Serien mit Wirobond® 280, ohne Bonder

Nach dem 3-Punkt-Biegeversuch nach SCHWICKERATH ergaben sich für die Prüfkörper-Serien mit der Dentallegierung Wirobond® 280, ohne Verwendung eines Bonders, folgende Verbundfestigkeiten (vgl. Tab. 20 und Abb. 18):

- Die Serie (Washbrand 960 °C, Langzeitabkühlung, ein Monat Korrosion) erreichte Werte von 26 – 41 MPa, im Mittel 33 MPa mit einem Variationskoeffizienten von 17 %. Diese Serie bildet die Vergleichsgrundlage für die folgenden Serien.
- Nach einer sechsmonatigen Einlagerung der Serie nach Herstellerangaben ergaben sich niedrigere Verbundfestigkeiten von 24 – 40 MPa, im Mittel 30 MPa ebenfalls mit einem Variationskoeffizienten von 17 %. Ein Wert lag unterhalb des 25 MPa-Grenzwertes.
- Eine schnelle Abkühlung führte nach einem Monat Inkubationszeit in der Korrosionslösung zu vergleichsweise größeren Werten von 29 – 47 MPa, im Mittel 37 MPa und einem größeren Variationskoeffizienten von 20 %. Diese Messreihe weist einen „Mittelwert/Medianwert“-Quotienten von 1,06 auf, was auf eine nicht-parametrische Verteilung hinweist.
- Nach einer sechsmonatigen Einlagerung dieser Serie mit schneller Abkühlung ergaben sich Verbundfestigkeiten von 28 – 38 MPa, mit einem vergleichbaren Mittelwert von 33 MPa, aber einem geringeren Variationskoeffizienten von 13 %.
- Wurde die Washbrandtemperatur auf 1010 °C erhöht bei sonst gleichen Bedingungen (Langzeitabkühlung und ein Monat Korrosion), so ergaben sich niedrigere Werte von 20 - 31 MPa, im Mittel 28 MPa mit einem Variationskoeffizienten von 15 %. Lediglich ein Wert lag dabei unterhalb der 25 MPa-Grenze.
- Nach sechsmonatiger Einlagerung der Serie mit einer Washbrandtemperatur von 1010 °C ergaben sich ebenfalls niedrigere Verbundfestigkeiten von 20 – 33 MPa, im Mittel 27 MPa und einem Variationskoeffizienten von 15 %. Hier lag auch ein Wert unterhalb der 25 MPa-Grenze.
- Wurde die Serie zusätzlich zur Washbrandtemperatur von 1010 °C schnell abgekühlt, so ergaben sich nach einem Monat Inkubationszeit in der Korrosionslösung vergleichbare Werte von 25 – 48 MPa, im Mittel 35 MPa, aber einem größeren Variationskoeffizienten von 24 %.
- Nach sechs Monaten Inkubationszeit der Serie mit erhöhter Washbrandtemperatur und schneller Abkühlung, zeigten sich relativ niedrigere Verbundfestigkeiten von 24 - 30 MPa, im Mittel 27 MPa, aber einem niedrigeren Variationskoeffizienten von nur 8 %. Der 25 MPa-Grenzwert wurde bei einem Prüfkörper unterschritten.

4 Ergebnisse

Wirobond® 280/ ohne Bonder	Washbrand 960°C				Washbrand 1010°C			
	Langzeitabkühlung		Schnelle Abkühlung		Langzeitabkühlung		Schnelle Abkühlung	
	1 Monat Korrosion	6 Monate Korrosion						
Prüfkörper 1	31,2	27,1	34,2	37,9	20,3	32,9	34,8	27,8
Prüfkörper 2	37,2	30,2	45,3	28,6	30,7	20,4	31,1	27,2
Prüfkörper 3	25,5	28,8	36,3	27,6	26,2	26,1	40,6	26,3
Prüfkörper 4	29,9	30,3	29,0	36,1	31,0	27,6	25,4	29,0
Prüfkörper 5	41,2	24,0	32,5	35,9	28,3	25,6	28,3	23,8
Prüfkörper 6	35,3	39,4	47,4	32,0	31,5	28,5	48,2	30,3
Mittelwert [MPa]	33,4	30,0	37,5	33,0	28,0	26,9	34,7	27,4
Medianwert [MPa]	33,2	29,5	35,3	33,9	29,5	26,9	32,9	27,5
Mittelwert/ Medianwert	1,00	1,02	1,06	0,97	0,95	1,00	1,05	1,00
Standard- abweichung [MPa]	5,6	5,2	7,3	4,3	4,3	4,1	8,4	2,2
Varianz- koeffizient	0,17	0,17	0,20	0,13	0,15	0,15	0,24	0,08
Minimalwert [MPa]	25,5	24,0	29,0	27,6	20,3	20,4	25,4	23,8
Maximalwert [MPa]	41,2	39,4	47,4	37,9	31,5	32,9	48,2	30,3

Tabelle 20: Verbundfestigkeiten [MPa] der einzelnen Prüfkörper und die deskriptive Analyse der Serien unter Verwendung von Wirobond® 280, ohne Bonder (Werte unterhalb des Grenzwertes von 25 MPa in grau markiert, Referenzserie in rosa dargestellt)

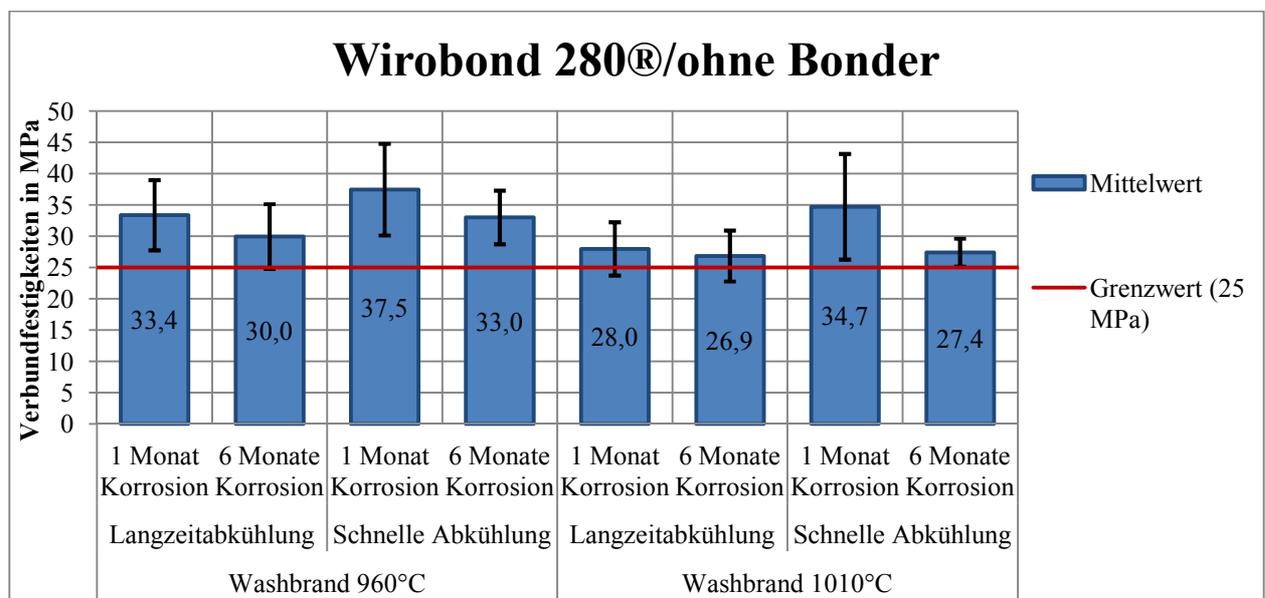


Abbildung 18: Durchschnittliche Verbundfestigkeiten der einzelnen Prüferien mit Wirobond® 280 und ohne Verwendung des Bonders

4.1.1.2 Prüfkörper-Serien mit Wirobond® 280, mit Bonder

Nach dem 3-Punkt-Biegeversuch nach SCHWICKERATH ergaben sich für die Prüfkörper-Serien mit der Dentallegierung Wirobond® 280, unter Verwendung des Bonders NP Bond®, folgende Verbundfestigkeiten (vgl. Tab. 21 und Abb. 19):

- Die Serie „Bonderbrand 960 °C, Langzeitabkühlung, ein Monat Korrosion“ erreichte Werte von 31 – 42 MPa, im Mittel 37 MPa mit einem Variationskoeffizienten von 13 %. Diese Serie bildet die Vergleichsgrundlage für die folgenden Serien.
- Nach einer sechs monatigen Einlagerung der Serie nach Herstellerangaben ergaben sich niedrigere Verbundfestigkeiten von 27 – 39 MPa, im Mittel 34 MPa mit einem vergleichbaren Variationskoeffizienten von 13 %.
- Eine schnelle Abkühlung führte nach einem Monat Inkubationszeit in der Korrosionslösung zu ebenfalls niedrigeren Werten von 29 – 38 MPa, im Mittel 34 MPa und einem niedrigeren Variationskoeffizienten von 9 %. Diese Serie entspricht mit ihren Parametern den Herstellerangaben.
- Nach einer sechsmonatigen Einlagerung dieser Serie mit schneller Abkühlung ergaben sich geringere Verbundfestigkeiten von 23 – 35 MPa, im Mittel 30 MPa mit einem erhöhten Variationskoeffizienten von 15 %. Hierbei unterschritt ein Wert die 25 MPa-Grenze.
- Wurde die Bonderbrandtemperatur auf 1010 °C erhöht bei sonst gleichen Bedingungen (Langzeitabkühlung und ein Monat Korrosion), so ergaben sich geringere Werte von 29 – 42 MPa, im Mittel 34 MPa mit einem Variationskoeffizienten von 14 %.
- Nach sechsmonatiger Einlagerung der Serie mit einer Bonderbrandtemperatur von 1010 °C ergaben sich stark erniedrigte Verbundfestigkeiten von 16 – 30 MPa, im Mittel 21 MPa und einem stark vergrößerten Variationskoeffizienten von 25 %. Hierbei unterschritten gleich 5 der 6 Prüfkörper mit ihrer Verbundfestigkeit die 25 MPa-Grenze; ebenso der Mittelwert.
- Wurde die Serie zusätzlich zur Bonderbrandtemperatur von 1010 °C schnell abgekühlt, so ergaben sich nach einem Monat Inkubationszeit in der Korrosionslösung niedrigere Werte von 16 – 35 MPa, im Mittel 28 MPa und einem stark erhöhten Variationskoeffizienten von 28 %. Zwei Werte lagen dabei unterhalb der 25 MPa-Grenze.
- Nach sechs Monaten Inkubationszeit der Serie mit erhöhter Bonderbrandtemperatur und schneller Abkühlung, zeigten sich ebenso niedrigere Verbundfestigkeiten von

4 Ergebnisse

21 - 33 MPa, im Mittel 28 MPa und einem Variationskoeffizienten von 14 %. Die Verbundfestigkeit eines Prüfkörpers unterschritt dabei die 25 MPa-Grenze.

Wirobond® 280/ mit Bonder	Bonderbrand 960°C				Bonderbrand 1010°C			
	Langzeitabkühlung		Schnelle Abkühlung		Langzeitabkühlung		Schnelle Abkühlung	
	1 Monat Korrosion	6 Monate Korrosion						
Prüfkörper 1	40,3	35,2	35,6	30,9	28,9	30,4	26,1	29,8
Prüfkörper 2	30,9	27,5	33,5	35,2	32,4	15,8	32,1	29,0
Prüfkörper 3	42,1	39,3	29,3	29,6	29,5	21,2	34,9	20,9
Prüfkörper 4	37,4	35,3	37,7	32,2	34,2	16,5	16,1	29,6
Prüfkörper 5	37,7	29,8	33,3	25,4	34,4	22,4	21,2	32,8
Prüfkörper 6	30,9	34,6	36,3	23,4	41,6	20,7	34,7	27,3
Mittelwert [MPa]	36,5	33,6	34,3	29,5	33,5	21,2	27,5	28,2
Medianwert [MPa]	37,5	34,9	34,5	30,2	33,3	21,0	29,1	29,3
Mittelwert/ Medianwert	0,97	0,96	0,99	0,97	1,01	1,01	0,95	0,96
Standard- abweichung [MPa]	4,7	4,3	2,9	4,3	4,6	5,3	7,7	4,0
Varianz- koeffizient	0,13	0,13	0,09	0,15	0,14	0,25	0,28	0,14
Minimalwert [MPa]	30,9	27,5	29,3	23,4	28,9	15,8	16,1	20,9
Maximalwert [MPa]	42,1	39,3	37,7	35,2	41,6	30,4	34,9	32,8

Tabelle 21: Verbundfestigkeiten [MPa] der einzelnen Prüfkörper und die deskriptive Analyse der Serien unter Verwendung von Wirobond® 280 und eines Bonders (Werte unterhalb des Grenzwertes von 25 MPa in grau markiert, Referenzserie in rosa dargestellt)

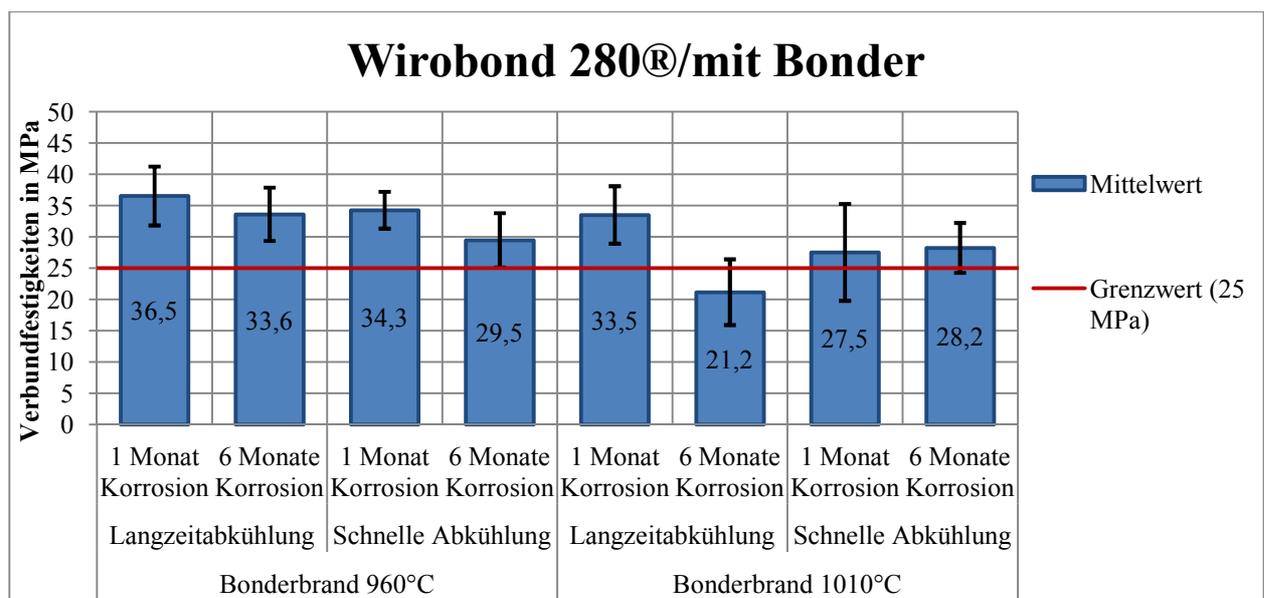


Abbildung 19: Durchschnittliche Verbundfestigkeiten der einzelnen Prüferien mit Wirobond® 280 und unter Verwendung des Bonders

4.1.1.3 Prüfkörper-Serien mit Wirobond® C, ohne Bonder

Nach dem 3-Punkt-Biegeversuch nach SCHWICKERATH ergaben sich für die Prüfkörper-Serien mit der Dentallegierung Wirobond® C, ohne Verwendung eines Bonders, folgende Verbundfestigkeiten (vgl. Tab. 22 und Abb. 20):

- Die Serie „Washbrand 960 °C, Langzeitabkühlung, ein Monat Korrosion“ erreichte Werte von 34 – 44 MPa, im Mittel 40 MPa mit einem Variationskoeffizienten von 8 %. Diese Serie bildet die Vergleichsgrundlage für die folgenden Serien.
- Nach einer sechsmonatigen Einlagerung der Serie ergaben sich verringerte Verbundfestigkeiten von 27 – 40 MPa, im Mittel 35 MPa mit einem vergrößerten Variationskoeffizienten von 12 %.
- Eine schnelle Abkühlung führte nach einem Monat Inkubationszeit in der Korrosionslösung zu ebenfalls verringerten Werten von 31 – 43 MPa, im Mittel 36 MPa und einem vergrößerten Variationskoeffizienten von 13 %.
- Nach einer sechsmonatigen Einlagerung dieser Serie mit schneller Abkühlung ergaben sich niedrigere Verbundfestigkeiten von 25 – 42 MPa, im Mittel 34 MPa mit einem stark vergrößerten Variationskoeffizienten von 18 %. Hierbei hat ein Wert knapp die 25 MPa-Grenze unterschritten.
- Wurde die Washbrandtemperatur auf 1010 °C erhöht bei sonst gleichen Bedingungen (Langzeitabkühlung und ein Monat Korrosion), so ergaben sich vergleichbare Werte von 31 – 47 MPa, im Mittel 38 MPa, jedoch mit einem vergrößerten Variationskoeffizienten von 15 %.
- Nach sechsmonatiger Einlagerung der Serie mit einer Washbrandtemperatur von 1010 °C ergaben sich verringerte Verbundfestigkeiten von 27 – 37 MPa, im Mittel 32 MPa und einem ebenfalls erhöhten Variationskoeffizienten von 14 %.
- Wurde die Serie zusätzlich zur Washbrandtemperatur von 1010 °C schnell abgekühlt, so ergaben sich nach einem Monat Inkubationszeit in der Korrosionslösung vergleichbare Werte von 33 – 41 MPa, im Mittel 38 MPa und einem Variationskoeffizienten von 8 %.
- Nach sechs Monaten Inkubationszeit der Serie mit erhöhter Washbrandtemperatur und schneller Abkühlung, zeigten sich niedrigere Verbundfestigkeiten von 30 - 41 MPa, im Mittel 35 MPa und einem leicht erhöhten Variationskoeffizienten von 11 %.

4 Ergebnisse

Wirobond® C/ ohne Bonder	Washbrand 960°C				Washbrand 1010°C			
	Langzeitabkühlung		Schnelle Abkühlung		Langzeitabkühlung		Schnelle Abkühlung	
	1 Monat Korrosion	6 Monate Korrosion						
Prüfkörper 1	43,8	39,6	33,2	41,6	35,7	28,1	40,1	29,6
Prüfkörper 2	34,2	35,1	34,0	24,5	35,0	26,6	37,5	36,9
Prüfkörper 3	39,7	32,6	43,2	30,8	30,6	35,7	41,0	41,0
Prüfkörper 4	42,0	36,5	40,6	38,1	37,5	36,7	39,7	34,4
Prüfkörper 5	38,2	36,0	35,1	32,4	40,5	36,0	32,9	33,4
Prüfkörper 6	40,8	27,3	30,6	37,3	47,3	30,6	38,3	36,0
Mittelwert [MPa]	39,8	34,5	36,1	34,1	37,8	32,3	38,2	35,2
Medianwert [MPa]	40,3	35,6	34,6	34,9	36,6	33,2	39,0	35,2
Mittelwert/ Medianwert	0,99	0,97	1,05	0,98	1,03	0,97	0,98	1,00
Standard- abweichung [MPa]	3,4	4,2	4,8	6,1	5,7	4,4	2,9	3,8
Varianz- koeffizient	0,08	0,12	0,13	0,18	0,15	0,14	0,08	0,11
Minimalwert [MPa]	34,2	27,3	30,6	24,5	30,6	26,6	32,9	29,6
Maximalwert [MPa]	43,8	39,6	43,2	41,6	47,3	36,7	41,0	41,0

Tabelle 22: Verbundfestigkeiten [MPa] der einzelnen Prüfkörper und die deskriptive Analyse der Serien unter Verwendung von Wirobond® C, ohne Bonder (Werte unterhalb des Grenzwertes von 25 MPa in grau markiert, Referenzserie in rosa dargestellt)

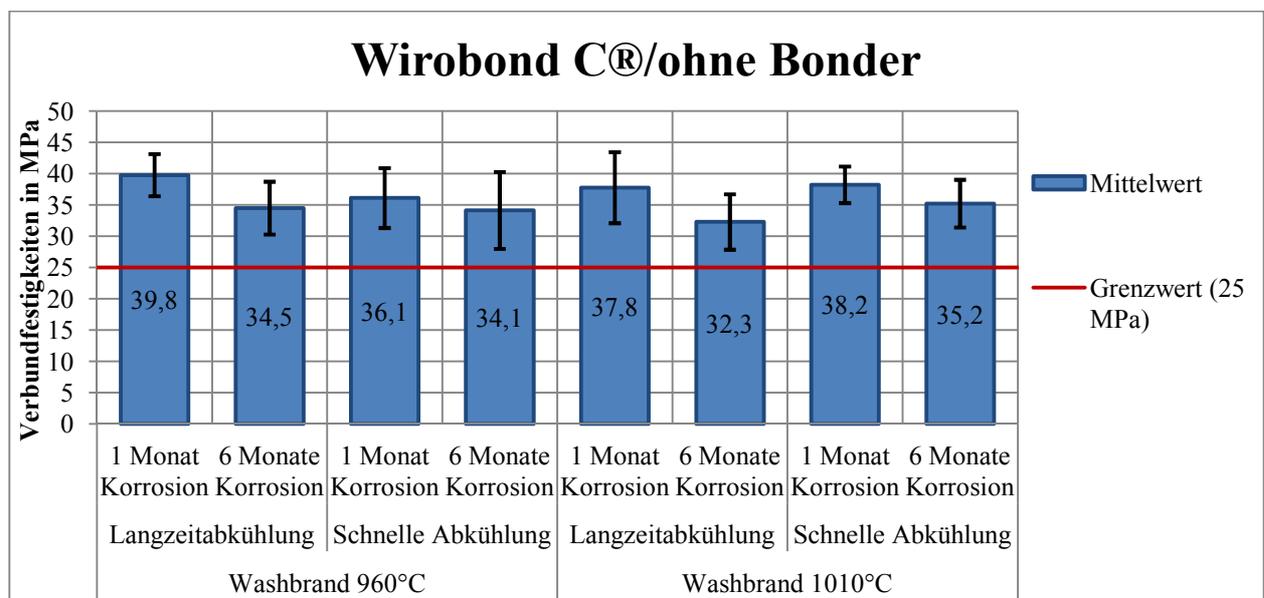


Abbildung 20: Durchschnittliche Verbundfestigkeiten der einzelnen Prüferien mit Wirobond® C und ohne Verwendung des Bonders

4.1.1.4 Prüfkörper-Serien mit Wirobond® C, mit Bonder

Nach dem 3-Punkt-Biegeversuch nach SCHWICKERATH ergaben sich für die Prüfkörper-Serien mit der Dentallegierung Wirobond® C, unter Verwendung des Bonders NP Bond®, folgende Verbundfestigkeiten (vgl. Tab. 23 und Abb. 21):

- Die Serie „Bonderbrand 960 °C, Langzeitabkühlung, ein Monat Korrosion“ erreichte Werte von 15 – 40 MPa, im Mittel 30 MPa mit einem sehr hohen Variationskoeffizienten von 32 %, dem weitaus größten aller Serien. Die Verbundfestigkeiten weisen einen „Mittelwert/Medianwert“-Quotienten von 0,94 auf und sind somit nicht normalverteilt. Zwei Werte lagen unterhalb der 25 MPa-Grenze. Diese Serie bildet die Vergleichsgrundlage für die folgenden Serien.
- Nach einer sechsmonatigen Einlagerung der Serie ergaben sich leicht erhöhte Verbundfestigkeiten von 31 – 38 MPa, im Mittel 34 MPa mit einem niedrigen Variationskoeffizienten von 8 %.
- Eine schnelle Abkühlung führte nach einem Monat Inkubationszeit in der Korrosionslösung zu ebenso leicht erhöhten Werten von 22 – 39 MPa, im Mittel 34 MPa und einem niedrigeren Variationskoeffizienten von 18 %. Die Verbundfestigkeit eines Prüfkörpers unterschritt dabei die 25 MPa-Grenze.
- Nach einer sechsmonatigen Einlagerung dieser Serie mit schneller Abkühlung ergaben sich leicht erhöhte Verbundfestigkeiten von 31 – 36 MPa, im Mittel 33 MPa mit einem geringeren Variationskoeffizienten von nur 7 %.
- Wurde die Bonderbrandtemperatur auf 1010 °C erhöht bei sonst gleichen Bedingungen (Langzeitabkühlung und ein Monat Korrosion), so ergaben sich vergleichbare Werte von 29 – 33 MPa, im Mittel 31 MPa mit einem stark verringerten Variationskoeffizienten von nur 6 %.
- Nach sechsmonatiger Einlagerung der Serie mit einer Bonderbrandtemperatur von 1010 °C ergaben sich leicht erniedrigte Verbundfestigkeiten von 22 – 34 MPa, im Mittel 29 MPa und einem niedrigerem Variationskoeffizienten von 15 %. Hierbei hat ein Wert die 25 MPa-Grenze unterschritten.
- Wurde die Serie zusätzlich zur Bonderbrandtemperatur von 1010 °C schnell abgekühlt, so ergaben sich nach einem Monat Inkubationszeit in der Korrosionslösung erhöhte Werte von 31 – 39 MPa, im Mittel 35 MPa und einem niedrigeren Variationskoeffizienten von nur 7 %.

4 Ergebnisse

- Nach sechs Monaten Inkubationszeit der Serie mit erhöhter Bonderbrandtemperatur und schneller Abkühlung, zeigten sich leicht erhöhte Verbundfestigkeiten von 30 - 36 MPa, im Mittel 32 MPa und einem niedrigeren Variationskoeffizienten von nur 8 %.

Wirobond® C/ mit Bonder	Bonderbrand 960°C				Bonderbrand 1010°C			
	Langzeitabkühlung		Schnelle Abkühlung		Langzeitabkühlung		Schnelle Abkühlung	
	1 Monat Korrosion	6 Monate Korrosion						
Prüfkörper 1	39,4	34,0	38,7	31,0	32,1	29,7	34,9	30,5
Prüfkörper 2	31,3	32,6	36,3	36,4	30,8	34,3	33,1	29,8
Prüfkörper 3	40,1	36,1	35,1	30,9	30,3	30,3	31,4	30,7
Prüfkörper 4	14,9	31,1	38,8	35,2	28,8	21,7	36,2	36,4
Prüfkörper 5	33,2	32,1	21,9	31,3	33,6	28,5	33,9	34,3
Prüfkörper 6	23,4	38,2	35,2	31,9	29,7	32,0	38,7	30,7
Mittelwert [MPa]	30,4	34,0	34,3	32,8	30,9	29,4	34,7	32,1
Medianwert [MPa]	32,2	33,3	35,7	31,6	30,5	30,03	34,4	30,7
Mittelwert/ Medianwert	0,94	1,02	0,96	1,04	1,01	0,98	1,01	1,04
Standard- abweichung [MPa]	9,7	2,7	6,3	2,4	1,7	4,28	2,6	2,6
Varianz- koeffizient	0,32	0,08	0,18	0,07	0,06	0,15	0,07	0,08
Minimalwert [MPa]	14,9	31,1	21,9	30,9	28,8	21,72	31,4	29,8
Maximalwert [MPa]	40,1	38,2	38,8	36,4	33,6	34,32	38,7	36,4

Tabelle 23: Verbundfestigkeiten [MPa] der einzelnen Prüfkörper und die deskriptive Analyse der Serien unter Verwendung von Wirobond® C und eines Bonders (Werte unterhalb des Grenzwertes von 25 MPa in grau markiert, Referenzserie in rosa dargestellt)

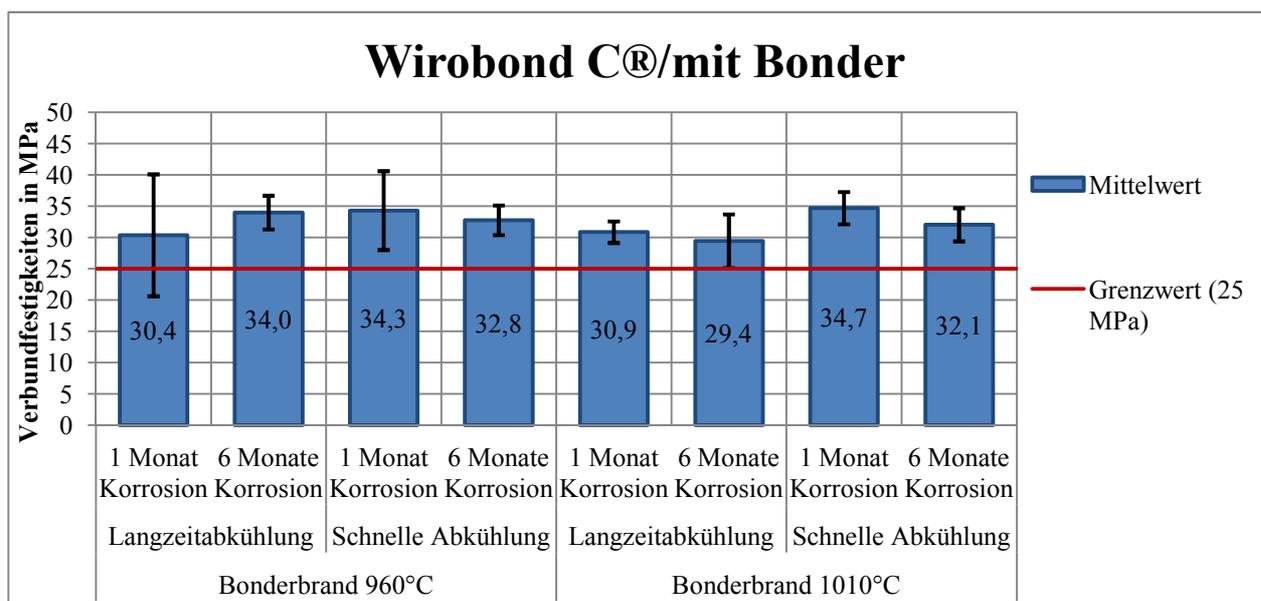


Abbildung 21: Durchschnittliche Verbundfestigkeiten der einzelnen Prüfserien mit Wirobond® C und unter Verwendung des Bonders

4.1.2 Vergleichende Analyse der Messergebnisse

Im Folgenden werden die Messergebnisse der einzelnen Serien miteinander verglichen und überprüft, ob statistisch absicherbare Unterschiede vorliegen (vgl. Kapitel 3.5.3).

4.1.2.1 Wirobond® 280 (Vergleich „mit/ ohne Bonder“)

In dieser Kategorie werden die Prüfkörperserien mit der Dentallegierung Wirobond® 280 betrachtet und ein Vergleich zwischen der Verwendung und dem Weglassen eines Bonders hergestellt (vgl. Tab. 24).

Wirobond® 280		Wash-/Bonderbrand 960 °C				Wash-/Bonderbrand 1010 °C			
		Langzeitabkühlung		Schnelle Abkühlung		Langzeitabkühlung		Schnelle Abkühlung	
		1 Monat	6 Monate	1 Monat	6 Monate	1 Monat	6 Monate	1 Monat	6 Monate
Ohne Bonder	MPa	33,4	30,0	37,5	33,0	28,0	26,9	34,7	27,4
	%	17	17	20	13	15	15	24	8
Mit Bonder	MPa	36,5	33,6	34,3	29,5	33,5	21,2	27,5	28,2
	%	13	13	9	15	14	25	28	14
Signifikanz		n.s.	n.s.	n.s.	n.s.	n.s.	n.s.	n.s.	n.s.

Tabelle 24: Vergleich der Mittelwerte in MPa und deren Variationskoeffizient in % der einzelnen Wirobond® 280 - Prüfkörperserien mit der Unterscheidung zwischen der Verwendung und des Weglassens eines Bonders (rote Kennzeichnung für eine Tendenz zugunsten höherer Verbundfestigkeiten, unter Berücksichtigung der Streuung)

Der statistische Vergleich der Serien ergab keine statistisch signifikanten Unterschiede der Serien untereinander (mit $p > 0,05$). Trotz dessen ist eine Tendenz erkennbar. Betrachtet man die beiden Serien mit 960 °C, Langzeitabkühlung und nach ein- und sechsmonatiger Einlagerung in Korrosionslösung, so ergeben die Serien unter Verwendung des Bonders im Durchschnitt geringfügig höhere Verbundfestigkeiten von 37 und 34 MPa mit leicht geringerer Streuung von 13 % als die Serien ohne Verwendung des Bonders (33 und 30 MPa mit Varianzkoeffizienten von 17 %). Eine schnelle Abkühlung bei einer Wash-/Bonderbrandtemperatur von 960 °C führt bei den Serien ohne Verwendung des Bonders zu einer geringen Steigerung der Verbundfestigkeiten, bei den Serien mit Verwendung des Bonders zu einer leichten Verringerung. Erhöht man jedoch die Bonderbrandtemperatur auf 1010 °C so ergeben sich bei der Verwendung des Bonders im Allgemeinen deutlich geringere Verbundfestigkeiten, wobei acht Prüfkörper die Mindestverbundfestigkeit von 25 MPa nicht erreicht haben. Zusätzlich ist die Streuung vergrößert. Die Serien ohne Verwendung eines Bonders zeigen bei der Washbrandtemperaturerhöhung um 50 °C zwar auch geringe Einbußen in den Verbundfestigkeitswerten, jedoch fällt der Unterschied zu den Serien bei der niedrigeren Washbrandtemperatur von 960 °C durch eine geringere Streuung weniger ins Gewicht.

4.1.2.2 Wirobond® C (Vergleich „mit/ ohne Bonder“)

In dieser Kategorie werden die Prüfkörperserien mit der Dentallegierung Wirobond® C betrachtet und ein Vergleich zwischen der Verwendung und dem Weglassen eines Bonders hergestellt (vgl. Tab. 25).

Wirobond® C		Wash-/Bonderbrand 960 °C				Wash-/Bonderbrand 1010 °C			
		Langzeitabkühlung		Schnelle Abkühlung		Langzeitabkühlung		Schnelle Abkühlung	
		1 Monat	6 Monate	1 Monat	6 Monate	1 Monat	6 Monate	1 Monat	6 Monate
Ohne Bonder	MPa	39,8	34,5	36,1	34,1	37,8	32,3	38,2	35,2
	%	8	12	13	18	15	14	8	11
Mit Bonder	MPa	30,4	34,0	34,3	32,8	30,9	29,4	34,7	32,1
	%	32	8	18	7	6	15	7	8
Signifikanz		*	n.s.	n.s.	n.s.	*	n.s.	n.s.	n.s.

Tabelle 25: Vergleich der Mittelwerte in MPa und deren Variationskoeffizient in % der einzelnen Wirobond® C - Prüfkörperserien mit der Unterscheidung zwischen der Verwendung und des Weglassens eines Bonders (rote (n.s.) und graue Kennzeichnung für eine Tendenz zugunsten höherer Verbundfestigkeiten, unter Berücksichtigung der Streuung)

Bei dem statistischen Vergleich dieser Serien ergaben sich zwei von acht möglichen statistisch absicherbare Unterschiede. Einer davon trat bei den Serien mit 960 °C, Langzeitabkühlung und einmonatiger Einlagerung in Korrosionslösung auf. Die Serie ohne Verwendung des Bonders weist dabei die größte durchschnittlich erreichte Verbundfestigkeit von 40 MPa mit einer geringen Streuung von nur 8 % vor. Dagegen zeigt die Serie unter Verwendung des Bonders eine deutlich geringere mittlere Verbundfestigkeit von 30 MPa und einer sehr großen Streuung von 32 % an. Zudem treten gleich zwei Werte auf, die unterhalb der 25 MPa-Grenze liegen. Die weiteren Serien, die unter einer Wash-/bzw. Bonderbrandtemperatur von 960 °C hergestellt wurden, sind weitestgehend in ihren Verbundfestigkeiten und Streuungen miteinander vergleichbar.

Der zweite signifikante Unterschied zwischen den Serien ohne und mit Verwendung des Bonders zeigt sich in der Erhöhung der Wash-/bzw. Bonderbrandtemperatur um 50 °C unter Langzeitabkühlung und einmonatiger Korrosionszeit. Hierbei überbietet wieder die Serie ohne Verwendung des Bonders die Prüfkörperserie mit Bonderanwendung in ihrer durchschnittlichen Verbundfestigkeit von 38 MPa. Zwar ist diese von einer größeren Streuung von 15 % begleitet, jedoch schneidet die Serie unter Bonderverwendung mit einer mittleren Verbundfestigkeit von 31 MPa und einer sehr geringen Streuung von 6 % statistisch signifikant niedriger ab. Die weiteren Serien mit der Wash-/bzw. Bonderbrandtemperatur von 1010 °C sind bezüglich ihrer Streuung untereinander annähernd vergleichbar. Die mittleren Verbundfestigkeiten jedoch zeigen eine gering steigende Tendenz zugunsten der Serie ohne Verwendung des Bonders. Zu

beachten ist desweiteren eine allgemeine Steigerung der mittleren Verbundfestigkeiten mit niedrigeren Streuungswerten bei den Serien mit einer Wash-/bzw. Bonderbrandtemperatur von 1010 °C unter schneller Abkühlung gegenüber den Serien mit einer Wash-/bzw. Bonderbrandtemperatur von 960 °C und ebenso schneller Abkühlung, sowohl ohne und mit Verwendung des Bonders.

4.1.2.3 Vergleich „mit/ ohne Bonder“

Betrachtet man die Verbundfestigkeiten aller Prüfkörper mit der Dentallegierung Wirobond® 280 und ohne Verwendung eines Bonders zusammen, so ergibt sich ein Mittelwert von 31 MPa, mit einer Standardabweichung von 6,2 MPa und einem Medianwert von 30 MPa. Es treten Werte von 20 – 48 MPa auf. Es lagen insgesamt vier Werte unterhalb der 25 MPa-Grenze, drei davon bei der Erhöhung der Washbrandtemperatur auf 1010 °C.

Bei der Verwendung des Bonders NP Bond® mit Wirobond® 280 ergaben sich zusammenfassend Verbundfestigkeiten von 16 – 42 MPa, im Mittel 31 MPa, mit einer Standardabweichung von 6,5 MPa und einem Medianwert von 31 MPa. Gleich neun Werte erreichten nicht die 25 MPa-Grenze, acht davon bei der Erhöhung der Washbrandtemperatur auf 1010 °C. Der statistische Vergleich ergab keinen signifikanten Unterschied (vgl. Tab. 26).

Wirobond® 280	Mittelwert	Medianwert	Standardabweichung	Signifikanz
Ohne Bonder	31,4 MPa	30,3 MPa	6,2 MPa	n.s.
Mit Bonder	30,5 MPa	30,9 MPa	6,5 MPa	

Tabelle 26: Zusammenfassender Vergleich zwischen dem Weglassen und der Verwendung eines Bonders mit der Dentallegierung Wirobond® 280 ohne Berücksichtigung der einzelnen Parameter

Die Prüfkörperserien mit Wirobond® C, ohne Verwendung eines Bonders, erreichten Verbundfestigkeiten von 25 – 47 MPa, im Mittel 36 MPa, mit einer Standardabweichung von 4,8 MPa und einem Medianwert von 36 MPa. Lediglich die Verbundfestigkeit von 25 MPa lag damit unterhalb der Mindestgrenze von 25 MPa.

Die Verwendung des Bonders NP Bond® führte bei den Prüfkörpern mit Wirobond® C zu niedrigeren Verbundfestigkeiten von 15 – 40 MPa, im Mittel 32 MPa, mit einer ähnlichen Standardabweichung von 4,8 MPa und einem Medianwert von 32 MPa. Gleich vier Werte erreichten dabei nicht die 25 MPa-Grenze, davon drei bei den beiden Serien nach Herstellerangaben.

4 Ergebnisse

Ein statistischer Vergleich ergab einen höchst signifikanten Unterschied zwischen dem Weglassen und der Verwendung des Bonders mit der Dentallegierung Wirobond® C (vgl. Tab. 27).

Wirobond® C	Mittelwert	Medianwert	Standardabweichung	Signifikanz
Ohne Bonder	36,0 MPa	36,0 MPa	4,8 MPa	*** (p=0,0008)
Mit Bonder	32,3 MPa	32,1 MPa	4,8 MPa	

Tabelle 27: Zusammenfassender Vergleich zwischen dem Weglassen und der Verwendung eines Bonders mit der Dentallegierung Wirobond® 280 ohne Berücksichtigung der einzelnen Parameter

Betrachtet man zusätzlich alle Verbundfestigkeiten der Prüfkörper ohne oder mit Bonder gesammelt auch ohne Berücksichtigung der Dentallegierung, so ist kein statistisch absicherbarer Unterschied vorhanden (vgl. Tab. 28). Eine Bewertung des Bonders sollte daher unter Berücksichtigung der Dentallegierung erfolgen.

Allgemein	Mittelwert	Medianwert	Standardabweichung	Signifikanz
Ohne Bonder	33,7 MPa	33,7 MPa	6,0 MPa	n.s.
Mit Bonder	31,4 MPa	32,0 MPa	5,8 MPa	

Tabelle 28: Allgemeiner Vergleich zwischen dem Weglassen und der Verwendung eines Bonders unter Berücksichtigung aller Verbundfestigkeiten

4.1.2.4 Ohne Bonder (Vergleich „Wirobond® 280/Wirobond® C“)

In dieser Kategorie werden die Prüfkörperserien ohne Verwendung des Bonders NP Bond® betrachtet und ein Vergleich zwischen den Dentallegierungen Wirobond® 280 und Wirobond® C hergestellt (vgl. Tab. 29).

Ohne Bonder		Washbrand 960 °C				Washbrand 1010 °C			
		Langzeitabkühlung		Schnelle Abkühlung		Langzeitabkühlung		Schnelle Abkühlung	
		1 Monat	6 Monate	1 Monat	6 Monate	1 Monat	6 Monate	1 Monat	6 Monate
Wirobond® 280	MPa	33,4	30,0	37,5	33,0	28,0	26,9	34,7	27,4
	%	17	17	20	13	15	15	24	8
Wirobond® C	MPa	39,8	34,5	36,1	34,1	37,8	32,3	38,2	35,2
	%	8	12	13	18	15	14	8	11
Signifikanz		*	n.s.	n.s.	n.s.	**	n.s.	n.s.	**

Tabelle 29: Vergleich der Mittelwerte in MPa und deren Variationskoeffizient in % der einzelnen Prüfkörperserien ohne Verwendung eines Bonders mit der Unterscheidung zwischen Wirobond® 280 und Wirobond® C (rote (n.s.) und graue Kennzeichnung für eine Tendenz zugunsten höherer Verbundfestigkeiten, unter Berücksichtigung der Streuung)

Im statistischen Vergleich der Prüfkörperserien untereinander weisen drei von acht möglichen Serien einen statistisch absicherbaren Unterschied zwischen den Verbundfestigkeiten auf. Hierzu

zählt die Serie bei 960 °C, Langzeitabkühlung und einer einmonatigen Korrosionszeit, bei der die Verwendung von Wirobond® C die größere durchschnittliche Verbundfestigkeit von 40 MPa mit geringerer Streuung von 8 % vorweist. Zwar weisen die beiden Serien nach Herstellerangaben und einer sechsmonatigen Korrosionszeit keinen statistisch signifikanten Unterschied auf, jedoch erreichten auch hier die Prüfkörper mit Wirobond® C eine höhere, mittlere Verbundfestigkeit mit einer geringeren Streuung im Vergleich zu den Prüfkörpern mit Wirobond® 280. Eine schnelle Abkühlung der Prüfkörper führte bei den Dentallegierungen zu Verbundfestigkeiten, welche im Vergleich keine Tendenzen zeigen. Während bei Wirobond® 280 eine Steigerung der mittleren Verbundfestigkeiten zu verzeichnen war, fand bei Wirobond® C eine Senkung der mittleren Verbundfestigkeiten mit vergrößerter Streuung statt. Die Erhöhung der Washbrandtemperatur auf 1010 °C mit einer langsamen Abkühlung führte bei beiden Dentallegierungen zu einer Senkung der mittleren Verbundfestigkeiten. Hierbei war nach einmonatiger Korrosionszeit ein hoch signifikanter Unterschied ($p= 0,007$) zwischen den Verbundfestigkeiten zugunsten der Dentallegierung Wirobond® C zu verzeichnen. Auch die weiteren Serien mit einer Washbrandtemperatur von 1010 °C, mit Langzeitabkühlung, nach sechsmonatiger Korrosionszeit und mit schneller Abkühlung, nach ein- und sechsmonatiger Korrosionszeit zeigen im Vergleich eine Tendenz zugunsten Wirobond® C mit höheren mittleren Verbundfestigkeiten und zum Teil ähnlichen oder geringeren Streuwerten. Hierbei ergab sich aber nur ein statistisch absicherbarer Unterschied zwischen Wirobond® 280 und Wirobond® C bei der Serie mit schneller Abkühlung und sechsmonatiger Korrosionszeit, mit einer hohen statistischen Signifikanz ($p= 0,002$).

4.1.2.5 Mit Bonder (Vergleich „Wirobond® 280/Wirobond® C“)

In dieser Kategorie werden die Prüfkörperserien unter Verwendung des Bonders NP Bond® betrachtet und ein Vergleich zwischen den Dentallegierungen Wirobond® 280 und Wirobond® C angestellt (vgl. Tab. 30).

Mit Bonder		Bonderbrand 960 °C				Bonderbrand 1010 °C			
		Langzeitabkühlung		Schnelle Abkühlung		Langzeitabkühlung		Schnelle Abkühlung	
		1 Monat	6 Monate	1 Monat	6 Monate	1 Monat	6 Monate	1 Monat	6 Monate
Wirobond® 280	MPa	36,5	33,6	34,3	29,5	33,5	21,2	27,5	28,2
	%	13	13	9	15	14	25	28	14
Wirobond® C	MPa	30,4	34,0	34,3	32,8	30,9	29,4	34,7	32,1
	%	32	8	18	7	6	15	7	8
Signifikanz		n.s.	n.s.	n.s.	n.s.	n.s.	*	n.s.	n.s.

Tabelle 30: Vergleich der Mittelwerte in MPa und deren Variationskoeffizient in % der einzelnen Prüfkörperserien unter Verwendung eines Bonders mit der Unterscheidung zwischen Wirobond® 280 und Wirobond® C (rote und graue Kennzeichnung für eine Tendenz zugunsten höherer Verbundfestigkeiten, unter Berücksichtigung der Streuung)

Der statistische Vergleich der einzelnen Prüfkörperserien untereinander ergab lediglich einen statistisch signifikanten Unterschied in den Verbundfestigkeiten zwischen Wirobond® 280 und Wirobond® C. Betrachtet man die mittleren Verbundfestigkeiten bei den Serien mit einer Bonderbrandtemperatur von 960 °C, so sind bei jeweils zwei Serien geringe Tendenzen zum einen zugunsten der Dentallegierung Wirobond® 280 und zum anderen zugunsten der Dentallegierung Wirobond® C erkennbar. Bei einer Erhöhung der Bonderbrandtemperatur auf 1010 °C lässt sich bezüglich der Serie mit Langzeitabkühlung, nach einmonatiger Korrosionszeit keine Aussage hinsichtlich einer Tendenz zugunsten einer Dentallegierung tätigen. Während die Prüfkörper mit Wirobond® 280 eine höhere mittlere Verbundfestigkeit von 34 MPa mit einer Streuung von 14 % erreichen, erzielen die Prüfkörper mit Wirobond® C eine mittlere Verbundfestigkeit von 31 MPa jedoch mit einer deutlich geringeren Streuung von nur 6 %. Die weiteren Serien mit einer Bonderbrandtemperatur von 1010 °C zeigen dagegen eine Tendenz zugunsten der mittleren Verbundfestigkeiten der Serien mit Wirobond® C. Darunter ist auch der statistisch absicherbare Unterschied zwischen den beiden Serien mit Langzeitabkühlung und sechsmonatiger Korrosionszeit vertreten.

4.1.2.6 Vergleich „Wirobond® 280/Wirobond® C“

Ein statistischer Vergleich zwischen den Prüfkörperserien mit der Dentallegierung Wirobond® 280 und Wirobond® C ohne Verwendung eines Bonders ergibt einen statistisch höchst signifikanten Unterschied zugunsten Wirobond® C.

Die Prüfkörper unter Verwendung von Wirobond® 280 ergaben Verbundfestigkeiten von 20 - 48 MPa, im Mittel 31 MPa, mit einer Standardabweichung von 6,2 MPa und einem Medianwert von 30 MPa. Es lagen insgesamt vier Werte unterhalb der 25 MPa-Grenze, drei davon bei der Erhöhung der Washbrandtemperatur auf 1010 °C.

Bei der Verwendung von Wirobond® C ergaben sich höhere Verbundfestigkeiten von 25 - 47 MPa, im Mittel 36 MPa, mit einer niedrigeren Standardabweichung von 4,8 MPa und einem Medianwert von 36 MPa. Lediglich die Verbundfestigkeit von 25 MPa lag damit an der Mindestgrenze von 25 MPa (vgl. Tab. 31).

Ohne Bonder	Mittelwert	Medianwert	Standardabweichung	Signifikanz
Wirobond® 280	31,4 MPa	30,3 MPa	6,2 MPa	***
Wirobond® C	36,0 MPa	36,0 MPa	4,8 MPa	(p=0,00009)

Tabelle 31: Zusammenfassender Vergleich zwischen den Dentallegierungen Wirobond® 280 und Wirobond® C ohne Verwendung eines Bonders und ohne Berücksichtigung der einzelnen Parameter

4 Ergebnisse

Bei der Verwendung von Wirobond® 280 mit dem Bonder NP Bond® ergaben sich zusammenfassend Verbundfestigkeiten von 16 – 42 MPa, im Mittel 31 MPa, mit einer Standardabweichung von 6,5 MPa und einem Medianwert von 31 MPa. Gleich neun Werte erreichten nicht die 25 MPa-Grenze, acht davon bei der Erhöhung der Washbrandtemperatur auf 1010 °C.

Die Verwendung von Wirobond® C führte bei den Prüfkörpern unter Verwendung des Bonders NP Bond® zu vergleichbaren Verbundfestigkeiten von 15 – 40 MPa, im Mittel 32 MPa, mit einer geringeren Standardabweichung von 4,8 MPa und einem Medianwert von 32 MPa. Gleich vier Werte erreichten dabei nicht die 25 MPa-Grenze, davon drei bei den beiden Serien nach Herstellerangaben. Zwar ergab der statistische Vergleich keinen statistisch signifikanten Unterschied, jedoch zeigt sich eine leichte Tendenz zugunsten des Wirobond® C (vgl. Tab. 32).

Mit Bonder	Mittelwert	Medianwert	Standardabweichung	Signifikanz
Wirobond® 280	30,5 MPa	30,9 MPa	6,5 MPa	n.s.
Wirobond® C	32,3 MPa	32,1 MPa	4,8 MPa	

Tabelle 32: Zusammenfassender Vergleich zwischen den Dentallegierungen Wirobond® 280 und Wirobond® C unter Verwendung des Bonders NP Bond® und ohne Berücksichtigung der einzelnen Parameter

Vergleicht man zusätzlich alle Verbundfestigkeiten der Prüfkörper mit Wirobond® 280 und Wirobond® C ohne Berücksichtigung des Weglassens oder der Verwendung eines Bonders, so ergibt sich ein statistisch höchst signifikanter Unterschied zugunsten des Wirobond® C (vgl. Tab. 33). Trotzdem sollte man sich bei der Bewertung der Ergebnisse nicht auf eine Zusammenfassung verlassen und die Unterscheidung zwischen dem Weglassen und der Verwendung eines Bonders berücksichtigen.

Allgemein	Mittelwert	Medianwert	Standardabweichung	Signifikanz
Wirobond® 280	30,9 MPa	30,6 MPa	6,4 MPa	*** (p=0,000015)
Wirobond® C	34,2 MPa	34,3 MPa	5,1 MPa	

Tabelle 33: Allgemeiner Vergleich zwischen den Dentallegierungen Wirobond® 280 und Wirobond® C unter Berücksichtigung aller Verbundfestigkeiten

4 Ergebnisse

Um die Übersicht zu wahren, werden in folgender Tabelle die Effekte der Herstellungsparameter auf die Verbundfestigkeiten abschließend veranschaulicht (vgl. Tab. 34).

Versuchsbedingungen	Wirobond® 280	Wirobond® C	
	ohne Bonder		Rote Markierung = niedrigere Verbundfestigkeiten*
Parameter 1 (1010 °C)	-	=	
Parameter 2 (schnelle Abkühlung)	+	=	
Parameter 3 (6 Monate Korrosion)	-	-	Gelbe Markierung = kein Einfluss (-/= tendenziell niedrigere Werte* +/= tendenziell höhere Werte*)
	mit Bonder		
Parameter 1 (1010 °C)	-	=	Grüne Markierung = höhere Verbundfestigkeiten*
Parameter 2 (schnelle Abkühlung)	-	+	
Parameter 3 (6 Monate Korrosion)	-	-/=	

Tabelle 34: Effekte auf den Metall-Keramik-Verbund anhand des 3-Punkt-Biegeversuchs nach SCHWICKERATH bei Änderung der Parameter im Vergleich zur jeweiligen Referenzserie

4.2 Mikroskopische Untersuchung

Um die Aussagekraft der Ergebnisse aus dem 3-Punkte-Biegeversuch nach SCHWICKERATH zu steigern, wurden die Bruchflächen der Prüfkörper anschließend mikroskopiert. Es ergaben sich dabei für den prozentualen Anteil der adhäsiven und kohäsiven Brüche an der Gesamtbruchfläche folgende Werte.

4.2.1 Prüfkörper-Serien mit Wirobond® 280, ohne Bonder

- Die mikroskopische Auswertung ergab bei der Prüfkörperserie (Washbrand 960 °C, Langzeitabkühlung, ein Monat Korrosion) einen Anteil von 76 – 97 %, im Mittel 89 % für die adhäsiven Brüche und einen Anteil von 3 – 24 %, im Mittel 11 % für die kohäsiven Brüche.
- Nach sechs Monaten Einlagerung der oben genannten Serie in Korrosionslösung wurden für den adhäsiven Bruchanteil Werte von 82 – 97 %, im Durchschnitt 89 %, und für den kohäsiven Bruchanteil Werte von 3 – 18 %, im Durchschnitt 11 % ermittelt.
- Eine schnelle Abkühlung bei sonst gleichen Bedingungen und einer einmonatigen Inkubationszeit führte zu Werten von 82 – 94 %, im Mittel 86 % für die adhäsiven Brüche und Werten von 6 - 18 %, im Mittel 14 % für die kohäsiven Brüche.
- Wurde diese Prüfkörperserie für sechs Monate in der Korrosionslösung eingelagert, so ergaben sich Anteile von 60 - 85 %, im Mittel 73 % für die adhäsiven Brüche und Anteile von 15 - 40 %, im Mittel 27 % für die kohäsiven Brüche.

- Für die Serie mit erhöhter Washbrandtemperatur auf 1010 °C, Langzeitabkühlung und einmonatiger Inkubationszeit ergaben sich Werte von 94 – 100 %, im Mittel 97 % für die adhäsiven Bruchanteile und Werte von 0 – 6 %, im Mittel 3 % für die kohäsiven Bruchanteile.
- Nach sechs Monaten Inkubationszeit bei sonst gleichen Bedingungen ergaben sich Werte von 96 – 100 %, im Mittel 98 % für die adhäsiven Bruchanteile und Werte von 0 – 4 %, im Mittel 2 % für die kohäsiven Bruchanteile.
- Wurde zusätzlich zur Washbrandtemperatur von 1010 °C eine schnelle Abkühlung durchgeführt und die Serie für einen Monat korrodiert, so ergaben sich Anteile von 81 - 90 %, im Durchschnitt 87 % für die adhäsiven Brüche und Anteile von 10 - 19 %, im Durchschnitt 13 % für die kohäsiven Brüche.
- Nach sechs Monaten Inkubationszeit bei sonst gleichen Bedingungen ergaben sich Werte von 83 - 97 %, im Mittel 90 % für die adhäsiven Bruchanteile und Werte von 3 - 17 %, im Mittel 10 % für die kohäsiven Bruchanteile.

Wirobond® 280/ohne Bonder		Washbrand 960 °C				Washbrand 1010°C			
		Langzeit- abkühlung		Schnelle Abkühlung		Langzeit- abkühlung		Schnelle Abkühlung	
		1 Monat	6 Monate	1 Monat	6 Monate	1 Monat	6 Monate	1 Monat	6 Monate
Prüfkörper 1	a	79	97	94	70	100	97	88	97
	k	21	3	6	30	0	3	12	3
Prüfkörper 2	a	96	86	84	73	99	99	86	97
	k	4	14	16	27	1	1	14	3
Prüfkörper 3	a	76	87	93	75	97	100	90	86
	k	24	13	7	25	3	0	10	14
Prüfkörper 4	a	97	82	83	72	94	99	86	92
	k	3	18	17	28	6	1	14	8
Prüfkörper 5	a	91	95	82	60	96	96	81	83
	k	9	5	18	40	4	4	19	17
Prüfkörper 6	a	93	85	80	85	96	96	88	85
	k	7	15	20	15	4	4	12	15
Durchschnitt	a	89	89	86	73	97	98	87	90
	k	11	11	14	27	3	2	13	10

Tabelle 35: Prozentualer Anteil der adhäsiven und kohäsiven Brüche an der Gesamtbruchfläche eines Prüfkörpers unter Verwendung von Wirobond® 280, ohne Bonder (a= adhäsiver Bruch , k= kohäsiver Bruch)

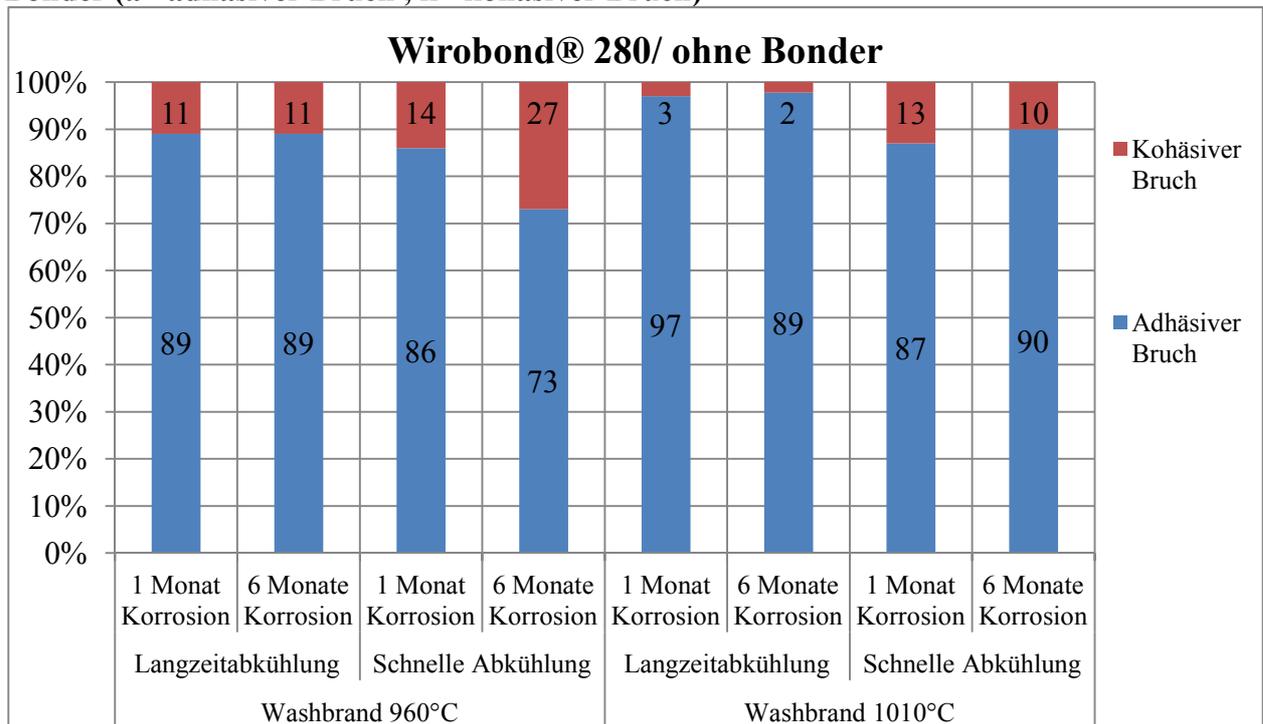


Abbildung 22: Durchschnittlicher Anteil der adhäsiven und kohäsiven Brüche an der Gesamtbruchfläche für die Prüfkörperserien mit Wirobond® 280, ohne Verwendung eines Bonders

4.2.2 Prüfkörper-Serien mit Wirobond® 280, mit Bonder

- Die mikroskopische Auswertung ergab bei der Referenzserie (Bonderbrand 960 °C, Langzeitabkühlung, ein Monat Korrosion) einen Anteil von 78 – 95 %, im Mittel 86 % für die adhäsiven Brüche und einen Anteil von 5 – 22 %, im Mittel 14 % für die kohäsiven Brüche.
- Nach sechs Monaten Einlagerung der oben genannten Serie in Korrosionslösung wurden für den adhäsiven Bruchanteil Werte von 88 – 95 %, im Durchschnitt 91 %, und für den kohäsiven Bruchanteil Werte von 5 – 12 %, im Durchschnitt 9 % ermittelt.
- Eine schnelle Abkühlung bei sonst gleichen Bedingungen und einer einmonatigen Inkubationszeit führte zu Werten von 74 – 93 %, im Mittel 84 % für die adhäsiven Brüche und Werten von 7 - 26 %, im Mittel 16 % für die kohäsiven Brüche.
- Wurde diese Prüfkörperserie für sechs Monate in der Korrosionslösung eingelagert, so ergaben sich Anteile von 70 - 88 %, im Mittel 83 % für die adhäsiven Brüche und Anteile von 12 - 30 %, im Mittel 17 % für die kohäsiven Brüche.

- Für die Serie mit erhöhter Bonderbrandtemperatur auf 1010 °C, Langzeitabkühlung und einmonatiger Inkubationszeit ergaben sich Werte von 80 – 91 %, im Mittel 84 % für die adhäsiven Bruchanteile und Werte von 9 – 20 %, im Mittel 16 % für die kohäsiven Bruchanteile.
- Nach sechs Monaten Inkubationszeit bei sonst gleichen Bedingungen ergaben sich Werte von 87 – 93 %, im Mittel 90 % für die adhäsiven Bruchanteile und Werte von 7 – 13 %, im Mittel 10 % für die kohäsiven Bruchanteile.
- Wurde zusätzlich zur Bonderbrandtemperatur von 1010 °C eine schnelle Abkühlung durchgeführt und die Serie für einen Monat korrodiert, so ergaben sich Anteile von 73 - 90 %, im Durchschnitt 81 % für die adhäsiven Brüche und Anteile von 10 - 27 %, im Durchschnitt 19 % für die kohäsiven Brüche.
- Nach sechs Monaten Inkubationszeit bei sonst gleichen Bedingungen ergaben sich Werte von 86 - 91 %, im Mittel 89 % für die adhäsiven Bruchanteile und Werte von 9 - 14 %, im Mittel 11 % für die kohäsiven Bruchanteile.

Wirobond® 280/mit Bonder		Bonderbrand 960 °C				Bonderbrand 1010°C			
		Langzeit- abkühlung		Schnelle Abkühlung		Langzeit- abkühlung		Schnelle Abkühlung	
		1 Monat	6 Monate	1 Monat	6 Monate	1 Monat	6 Monate	1 Monat	6 Monate
Prüfkörper 1	a	90	95	74	70	91	89	77	90
	k	10	5	26	30	9	11	23	10
Prüfkörper 2	a	86	88	79	87	80	87	90	88
	k	14	12	21	13	20	13	10	12
Prüfkörper 3	a	95	90	86	88	87	92	90	91
	k	5	10	14	12	13	8	10	9
Prüfkörper 4	a	84	90	93	83	84	93	74	90
	k	16	10	7	17	16	7	26	10
Prüfkörper 5	a	78	95	93	84	83	89	73	90
	k	22	5	7	16	17	11	27	10
Prüfkörper 6	a	81	90	80	84	80	87	84	86
	k	19	10	20	16	20	13	16	14
Durchschnitt	a	86	91	84	83	84	90	81	89
	k	14	9	16	17	16	10	19	11

Tabelle 36: Prozentualer Anteil der adhäsiven und kohäsiven Brüche an der Gesamtbruchfläche eines Prüfkörpers unter Verwendung von Wirobond® 280 und einem Bonder (a= adhäsiver Bruch , k= kohäsiver Bruch)

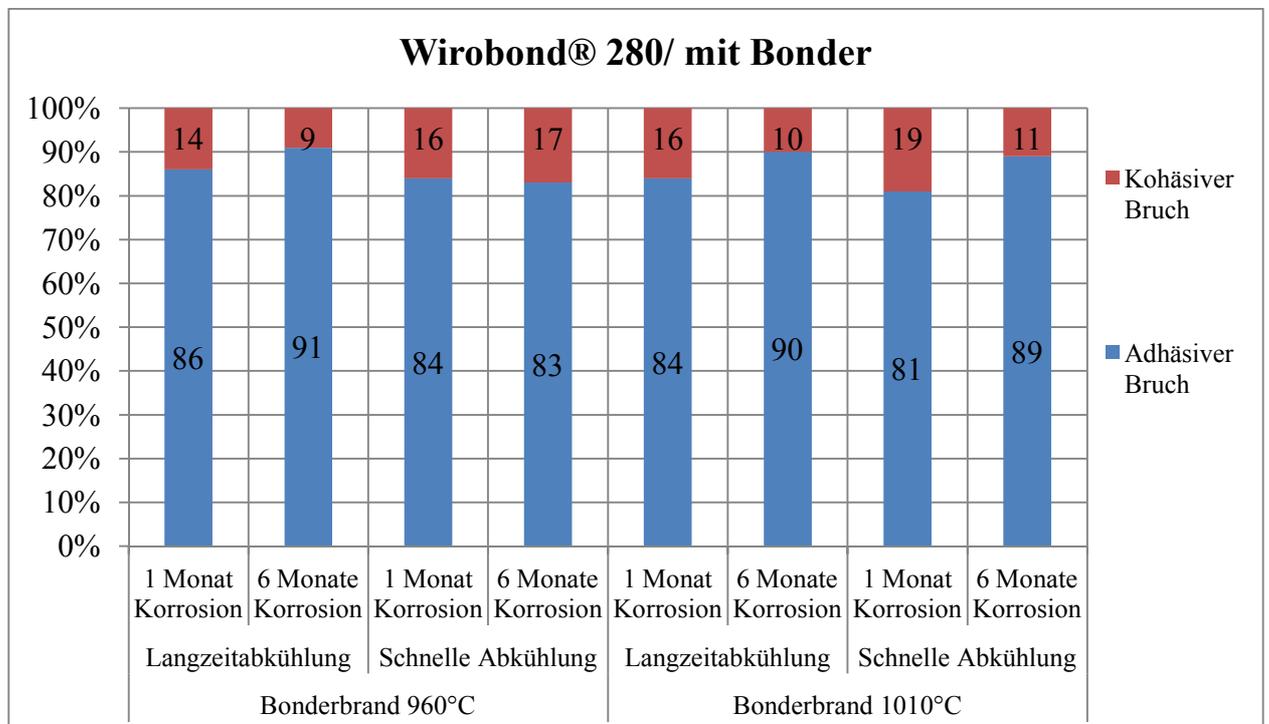


Abbildung 23: Durchschnittlicher Anteil der adhäsiven und kohäsiven Brüche an der Gesamtbruchfläche für die Prüfkörperserien mit Wirobond® 280, unter Verwendung von NP Bond®

4.2.3 Prüfkörper-Serien mit Wirobond® C, ohne Bonder

- Die mikroskopische Auswertung ergab bei der Referenzserie (Washbrand 960 °C, Langzeitabkühlung, ein Monat Korrosion) einen Anteil von 80 - 89 %, im Mittel 85 % für die adhäsiven Brüche und einen Anteil von 11 – 20 %, im Mittel 15 % für die kohäsiven Brüche.
- Nach sechs Monaten Einlagerung der oben genannten Serie in Korrosionslösung wurden für den adhäsiven Bruchanteil Werte von 85 – 94 %, im Durchschnitt 90 %, und für den kohäsiven Bruchanteil Werte von 6 - 15 %, im Durchschnitt 10 % ermittelt.
- Eine schnelle Abkühlung bei sonst gleichen Bedingungen und einer einmonatigen Inkubationszeit führte zu Werten von 50 – 75 %, im Mittel 66 % für die adhäsiven Brüche und Werten von 35 - 50 %, im Mittel 34 % für die kohäsiven Brüche.
- Wurde diese Prüfkörperserie für sechs Monate in der Korrosionslösung eingelagert, so ergaben sich Anteile von 52 - 82 %, im Mittel 72 % für die adhäsiven Brüche und Anteile von 18 - 48 %, im Mittel 28 % für die kohäsiven Brüche.

- Für die Serie mit erhöhter Washbrandtemperatur auf 1010 °C, Langzeitabkühlung und einmonatiger Inkubationszeit ergaben sich Werte von 86 – 96 %, im Mittel 90 % für die adhäsiven Bruchanteile und Werte von 4 - 14 %, im Mittel 10 % für die kohäsiven Bruchanteile.
- Nach sechs Monaten Inkubationszeit bei sonst gleichen Bedingungen ergaben sich Werte von 69 – 89 %, im Mittel 84 % für die adhäsiven Bruchanteile und Werte von 11 - 31%, im Mittel 16 % für die kohäsiven Bruchanteile.
- Wurde zusätzlich zur Washbrandtemperatur von 1010 °C eine schnelle Abkühlung durchgeführt und die Serie für einen Monat korrodiert, so ergaben sich Anteile von 69 - 95 %, im Durchschnitt 81 % für die adhäsiven Brüche und Anteile von 5 - 31 %, im Durchschnitt 19 % für die kohäsiven Brüche.
- Nach sechs Monaten Inkubationszeit bei sonst gleichen Bedingungen ergaben sich Werte von 69 - 87 %, im Mittel 79 % für die adhäsiven Bruchanteile und Werte von 13 - 31 %, im Mittel 21 % für die kohäsiven Bruchanteile.

Wirobond® C/ohne Bonder		Washbrand 960 °C				Washbrand 1010°C			
		Langzeit- abkühlung		Schnelle Abkühlung		Langzeit- abkühlung		Schnelle Abkühlung	
		1 Monat	6 Monate	1 Monat	6 Monate	1 Monat	6 Monate	1 Monat	6 Monate
Prüfkörper 1	a	86	90	50	77	88	83	77	69
	k	14	10	50	23	12	17	23	31
Prüfkörper 2	a	87	94	61	52	86	69	79	86
	k	13	6	39	48	14	31	21	14
Prüfkörper 3	a	86	91	75	67	96	85	78	87
	k	14	9	25	33	4	15	22	13
Prüfkörper 4	a	80	93	65	81	88	89	69	75
	k	20	7	35	19	12	11	31	25
Prüfkörper 5	a	80	89	70	82	94	88	88	77
	k	20	11	30	18	6	12	12	23
Prüfkörper 6	a	89	88	75	71	88	87	95	80
	k	11	12	35	29	12	13	5	20
Durchschnitt	a	85	91	66	72	90	84	81	79
	k	15	9	34	28	10	16	19	21

Tabelle 37: Prozentualer Anteil der adhäsiven und kohäsiven Brüche an der Gesamtbruchfläche eines Prüfkörpers unter Verwendung von Wirobond® C, ohne Bonder (a= adhäsiver Bruch , k= kohäsiver Bruch)

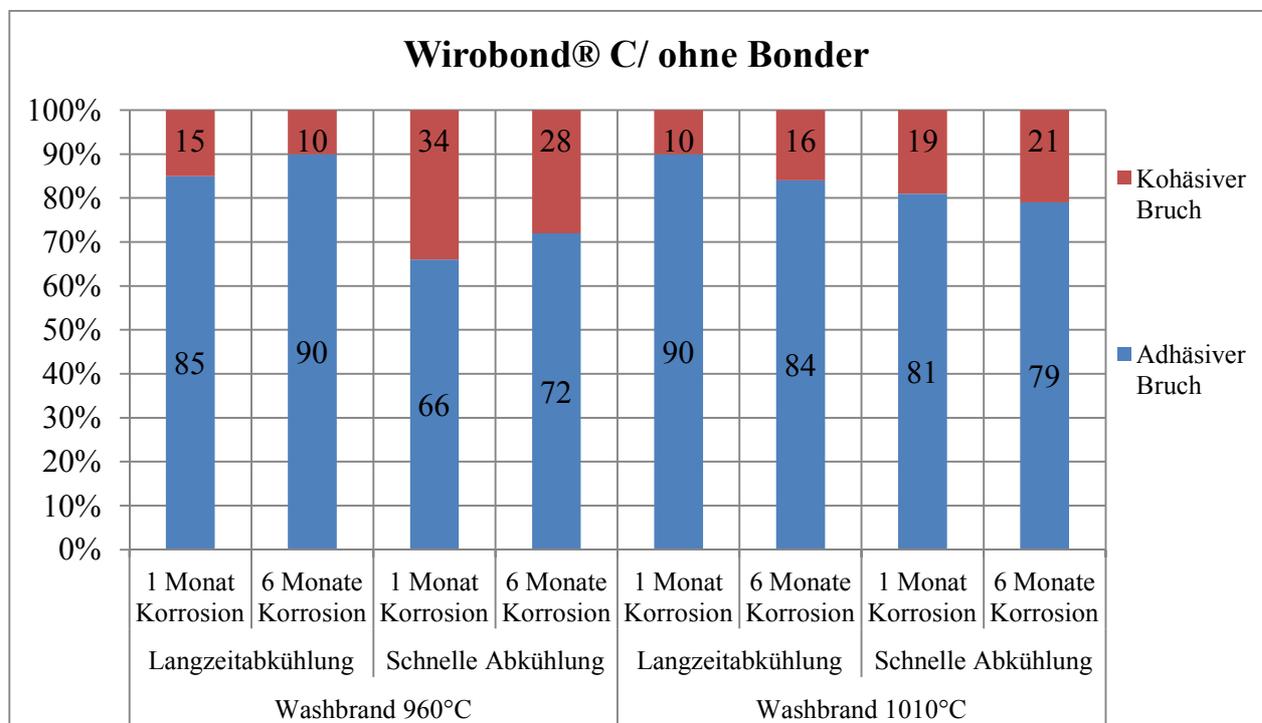


Abbildung 24: Durchschnittlicher Anteil der adhäsiven und kohäsiven Brüche an der Gesamtbruchfläche für die Prüfkörperserien mit Wirobond® C, ohne Verwendung eines Bonders

4.2.4 Prüfkörper-Serien mit Wirobond® C, mit Bonder

- Die mikroskopische Auswertung ergab bei der Referenzserie (Bonderbrand 960 °C, Langzeitabkühlung, ein Monat Korrosion) einen Anteil von 85 - 97 %, im Mittel 92 % für die adhäsiven Brüche und einen Anteil von 3 – 15 %, im Mittel 8 % für die kohäsiven Brüche.
- Nach sechs Monaten Einlagerung der oben genannten Serie in Korrosionslösung wurden für den adhäsiven Bruchanteil Werte von 86 – 92 %, im Durchschnitt 90 %, und für den kohäsiven Bruchanteil Werte von 8 - 14 %, im Durchschnitt 10 % ermittelt.
- Eine schnelle Abkühlung bei sonst gleichen Bedingungen und einer einmonatigen Inkubationszeit führte zu Werten von 79 – 90 %, im Mittel 85 % für die adhäsiven Brüche und Werten von 10 – 21 %, im Mittel 15 % für die kohäsiven Brüche.
- Wurde diese Prüfkörperserie für sechs Monate in der Korrosionslösung eingelagert, so ergaben sich Anteile von 80 - 88 %, im Mittel 83 % für die adhäsiven Brüche und Anteile von 12 - 20 %, im Mittel 17 % für die kohäsiven Brüche.

- Für die Serie mit erhöhter Bonderbrandtemperatur auf 1010 °C, Langzeitabkühlung und einmonatiger Inkubationszeit ergaben sich Werte von 83 – 97 %, im Mittel 92 % für die adhäsiven Bruchanteile und Werte von 3 – 17 %, im Mittel 8 % für die kohäsiven Bruchanteile.
- Nach sechs Monaten Inkubationszeit bei sonst gleichen Bedingungen ergaben sich Werte von 87 – 97 %, im Mittel 90 % für die adhäsiven Bruchanteile und Werte von 3 – 13 %, im Mittel 10 % für die kohäsiven Bruchanteile.
- Wurde zusätzlich zur Bonderbrandtemperatur von 1010 °C eine schnelle Abkühlung durchgeführt und die Serie für einen Monat korrodiert, so ergaben sich Anteile von 75 - 86 %, im Durchschnitt 80 % für die adhäsiven Brüche und Anteile von 14 - 25 %, im Durchschnitt 20 % für die kohäsiven Brüche.
- Nach sechs Monaten Inkubationszeit bei sonst gleichen Bedingungen ergaben sich Werte von 77 - 86 %, im Mittel 82 % für die adhäsiven Bruchanteile und Werte von 14 - 23 %, im Mittel 18 % für die kohäsiven Bruchanteile.

Wirobond® C/mit Bonder		Bonderbrand 960 °C				Bonderbrand 1010°C			
		Langzeit- abkühlung		Schnelle Abkühlung		Langzeit- abkühlung		Schnelle Abkühlung	
		1 Monat	6 Monate	1 Monat	6 Monate	1 Monat	6 Monate	1 Monat	6 Monate
Prüfkörper 1	a	92	86	84	85	83	97	81	86
	k	8	14	16	15	17	3	19	14
Prüfkörper 2	a	88	91	87	88	94	85	79	83
	k	12	9	13	12	6	15	21	17
Prüfkörper 3	a	85	92	89	82	95	88	82	84
	k	15	8	11	18	5	12	18	16
Prüfkörper 4	a	97	91	79	85	94	83	75	77
	k	3	9	21	15	6	17	25	23
Prüfkörper 5	a	96	89	80	80	87	90	76	81
	k	4	11	20	20	13	10	24	19
Prüfkörper 6	a	93	90	90	80	97	94	86	81
	k	7	10	10	20	3	6	14	19
Durchschnitt	a	92	90	85	83	92	90	80	82
	k	8	10	15	17	8	10	20	18

Tabelle 38: Prozentualer Anteil der adhäsiven und kohäsiven Brüche an der Gesamtbruchfläche eines Prüfkörpers unter Verwendung von Wirobond® C und einem Bonder (a= adhäsiver Bruch , k= kohäsiver Bruch)

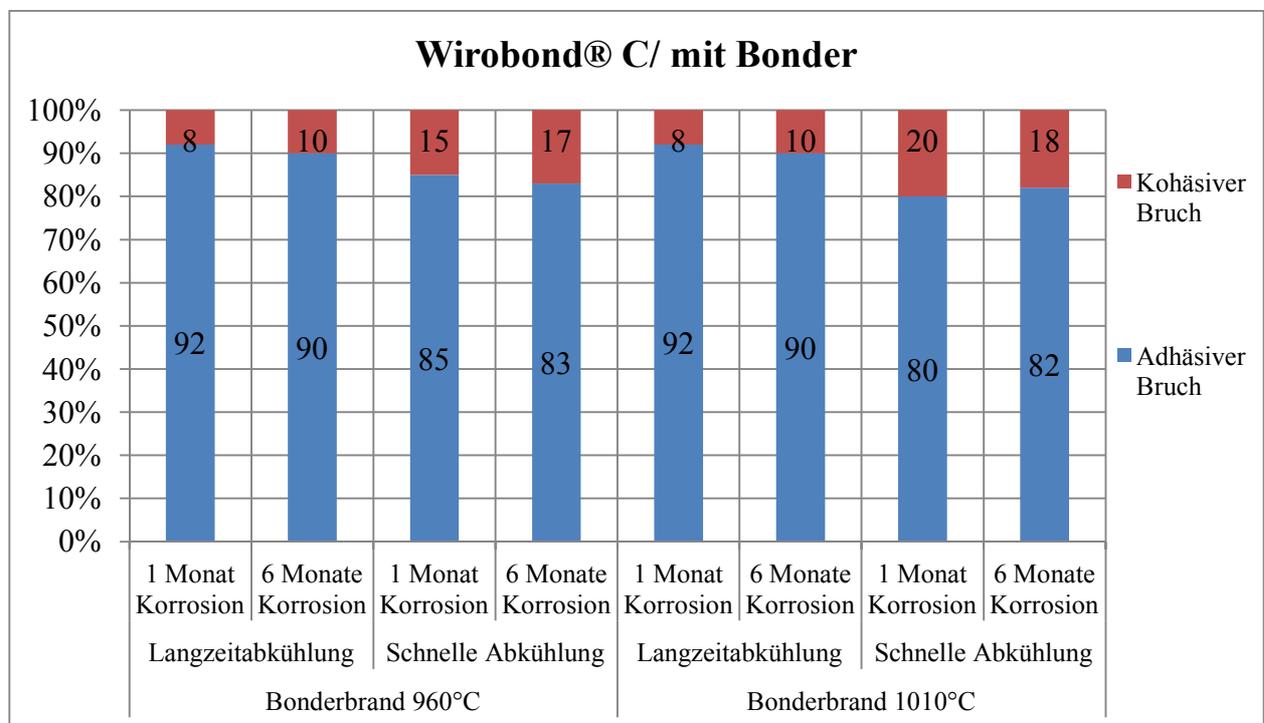


Abbildung 25: Durchschnittlicher Anteil der adhäsiven und kohäsiven Brüche an der Gesamtbruchfläche für die Prüfkörperserien mit Wirobond® C, unter Verwendung von NP Bond®

4.3 Vergleich der Ergebnisse

Betrachtet man die Bruchflächenanalyse aller Prüfkörper, so fällt auf, dass vorwiegend adhäsive Brüche zwischen Metall und den keramischen Massen, beziehungsweise dem Bond, vorliegen. Bei lediglich einem Prüfkörper treten zur Hälfte adhäsive und zur anderen Hälfte kohäsive Brüche auf. Eine Steigerung der kohäsiven Brüche sollte in der Theorie auf eine vergrößerte Verbundfestigkeit zwischen Metall und Keramik hinweisen (vgl. Kapitel 2.6).

4.3.1 Wirobond® 280 – ohne Bond

Vergleicht man die Ergebnisse der mikroskopischen Untersuchung mit denen des SCHWICKERATH-Versuches, so verhalten sich diese bis auf zwei Ausnahmen relativ konform. Eine Ausnahme bildet die Serie „960 °C, Langzeitabkühlung und sechs Monate Korrosion“. Während die Verbundfestigkeit im Biegeversuch im Vergleich zur Serie nach einer einmonatigen Korrosionszeit sinkt, bleiben die Werte für die kohäsiven Brüche gleich. Die Serie mit einer Washbrandtemperatur von 960 °C, einer schnellen Abkühlung und sechs Monaten Korrosionszeit besitzt mit durchschnittlich 27 % die größten kohäsiven Bruchflächen. Im Biegeversuch weist diese allerdings keine nennenswerte Steigerung der mittleren Verbundfestigkeit auf. Die mikroskopische Betrachtung derjenigen Prüfkörper, die eine Verbundfestigkeit unterhalb der 25 MPa-Grenze erzielt haben, ergab mit nur einer Ausnahme einen ebenso geringen Anteil an kohäsiven Brüchen.

4.3.2 Wirobond® 280 - mit Bond

Ein Vergleich der Biegeversuchergebnisse mit denen der mikroskopischen Untersuchung ergibt lediglich eine partielle Übereinstimmung. Differenzen zeigen sich in der Serie „960 °C, Langzeitabkühlung und sechs Monate Korrosion“. Laut den erreichten Verbundfestigkeitswerten müsste der Anteil der kohäsiven Brüche größer ausfallen. Auf der anderen Seite zeigen die Serien „Bonderbrand 960 °C, schnelle Abkühlung, sechs Monate Korrosion“ und „Bonderbrand 1010 °C, schnelle Abkühlung, ein Monat Korrosion“ bezüglich deren erreichten mittleren Verbundfestigkeiten einen zu großen Anteil an kohäsiven Brüchen. Ebenso ergibt die Betrachtung der neun Prüfkörper mit einer Verbundfestigkeit kleiner als 25 MPa in lediglich drei Fällen ein konformes Ergebnis in Form eines sehr geringen Anteiles von kohäsiven Brüchen. Bei den drei Prüfkörpern mit einer sehr geringen Verbundfestigkeit von weniger als 17 MPa sind allerdings keine Verarbeitungsfehler, wie Lunker oder enorme Dickenschwankungen, aufgefallen.

4.3.3 Wirobond® C - ohne Bonder

Vergleicht man die Bruchflächenanalyseergebnisse mit den Verbundfestigkeitswerten, so ergibt sich hier ebenfalls keine Übereinstimmung. Während die Anteile der kohäsiven Brüche bei den Serien mit einer Washbrandtemperatur von 960 °C und schneller Abkühlung hierbei am größten sind, treten die mittleren Verbundfestigkeiten im Vergleich mit den anderen Serien eher in den Hintergrund. Die Tendenz der Steigerung der Verbundfestigkeiten bei einer Temperaturerhöhung auf 1010 °C findet sich nicht in der Bruchflächenanalyse wieder. Hier ist sogar ein Abfall der kohäsiven Bruchflächenanteile bei einer Temperaturerhöhung zu verzeichnen.

4.3.4 Wirobond® C- mit Bonder

Betrachtet man die Ergebnisse des Biegeversuches und der mikroskopischen Analyse im Vergleich, so erscheinen diese relativ konform zueinander. Eine Ausnahme bildet die Serie „Bonderbrand 960 °C, schnelle Abkühlung, sechs Monate Korrosion“, welche im Vergleich zu den erreichten Verbundfestigkeiten einen hohen Anteil an kohäsiven Brüchen aufweist. Ansonsten weisen die Serien mit ihren Verbundfestigkeiten und kohäsiven Bruchflächenanteilen ähnliche Tendenzen der Steigung oder des Abfalls vor. Die mikroskopische Untersuchung der Prüfkörper mit Verbundfestigkeiten unterhalb der 25 MPa-Grenze ergibt bei zwei der drei Prüfkörper sehr geringe kohäsive Bruchflächenanteile, was die Ergebnisse des Biegeversuches ebenfalls unterstützt. Der Prüfkörper mit der sehr geringen Verbundfestigkeit von 15 MPa weist zudem keinerlei gröbere Verarbeitungsfehler auf, wie große Lunker oder extreme Dickenschwankungen, die ein frühzeitiges Versagen des Metall-Keramik-Verbundes begründen würden.

Folgende Tabelle dient zur abschließenden Veranschaulichung des Einflusses der unterschiedlichen Parameter auf den Anteil der kohäsiven Brüche im Metall-Keramik-Verbund (vgl. Tab. 39).

Versuchsbedingungen	Wirobond® 280	Wirobond® C	
	ohne Bonder		Rote Markierung = niedrigerer Anteil kohäsiver Brüche* Gelbe Markierung = kein Einfluss (-/= tendenziell niedrigerer Anteil* +/= tendenziell höherer Anteil*)
Parameter 1 (1010 °C)	-	-	
Parameter 2 (schnelle Abkühlung)	+	+	
Parameter 3 (6 Monate Korrosion)	=	-/=	
	mit Bonder		Grüne Markierung = höherer Anteil kohäsiver Brüche* * als die der jeweiligen Referenzserie
Parameter 1 (1010 °C)	+/=	+/=	
Parameter 2 (schnelle Abkühlung)	+	+	
Parameter 3 (6 Monate Korrosion)	-	+/=	

Tabelle 39: Effekte auf den Metall-Keramik-Verbund anhand der mikroskopischen Untersuchung der Bruchflächen bei Änderung der Parameter im Vergleich zur jeweiligen Referenzserie

Vergleicht man die resümierenden Tabellen des Biegeversuches (vgl. Tab. 34) und der mikroskopischen Analyse (vgl. Tab. 39), so stimmen lediglich die Wirkungen der Parameter bei der Verwendung von Wirobond® 280, ohne Bonder, und Wirobond® C, mit Bonder, nahezu überein. Hier werden die Ergebnisse des Biegeversuchs demnach durch die der mikroskopischen Untersuchung unterstützt.

Bei Wirobond® 280, mit Bonder, dagegen führen alle Parameter zu niedrigeren Verbundfestigkeitswerten (vgl. Tab. 34), während bei der mikroskopischen Analyse die Bonderbrandtemperaturerhöhung keinen Einfluss hat und eine schnelle Abkühlung sogar zu einem höheren Anteil kohäsiver Brüche geführt hat (vgl. Tab. 39).

Bei Wirobond® C, ohne Bonder, stimmen die Effekte ebenfalls nicht überein. Es sind allerdings keine gravierenden Unterschiede vorhanden, wie beispielsweise dass der Biegeversuch eine verbundgesteigerte Wirkung eines Parameters suggeriert und die mikroskopische Analyse dagegen einen erniedrigten Anteil kohäsiver Brüche hervorbringt.

5 Diskussion

5.1 Fehlerdiskussion

Bei der Herstellung von Prüfkörpern und ihrer Untersuchung können sich Fehler einschleichen, welche die Ergebnisse beeinflussen und möglicherweise zu inkorrekten Schlussfolgerungen führen.

5.1.1 Herstellung der Prüfkörper

Die Herstellung der Prüfkörper beinhaltet bereits einen Großteil aller Fehlerquellen.

So kann das Anmischen der Einbettmasse fehlerbehaftet sein. Unterschiede im Mischverhältnis Einbettflüssigkeit/destilliertes Wasser können zu einer veränderten Expansion der Einbettmasse führen und somit zu variierenden Dimensionen der Prüfkörper. Weitere Aspekte, die die Expansion der Einbettmasse beeinflussen, sind die Lagerungstemperaturen des Einbettmassenpulvers und der –flüssigkeit und die Anmischzeit der Masse. Da die Prüfkörper nach dem Guss mit Hartmetallfräsen ausgearbeitet werden, können die veränderten Dimensionen wieder ausgeglichen werden. Zudem sind die vorgegebenen Abbinde-, Vorwärmzeiten und Vorwärmtemperaturen der Einbettmasse einzuhalten. Durch die Veränderung der Zeiten oder der Temperaturen können Porositäten im Metallguss entstehen, welche sich negativ auf die Korrosionsbeständigkeit auswirken können [83]. Da diese Bedingungen aber bei jeder Serie möglichst genau eingehalten wurden und eine visuelle Kontrolle der Prüfkörper durchgeführt wurde, konnten Gussdefekte ausgeschlossen werden. Die Ergebnisse der einzelnen Serien sind demnach in dieser Hinsicht miteinander vergleichbar.

Laut STRÖBEL kommt es durch Verarbeitungsfehler während des Metallgusses zu Veränderungen des Elastizitätsmoduls [14]. Die Messung des tatsächlichen Elastizitätsmoduls der Dentallegierung nach Fertigstellung der Prüfkörper wurde in dieser Arbeit allerdings nicht durchgeführt. Dementsprechend sollte dies in der Bewertung der Ergebnisse, im Sinne einer verminderten Aussagekraft, berücksichtigt werden.

Das Wiedervergießen von Dentallegierungen wird laut ATLURI et. al. nicht empfohlen, und wurde daher, auch aus Gründen der Reproduzierbarkeit, in dieser Arbeit nicht praktiziert [102]. Durch die Verwendung von Materialien einer Charge wird die Herstellung der Prüfkörper ebenfalls reproduzierbarer.

Des Weiteren ergibt sich eine Fehlerquelle in der Druckregulierung beim Abstrahlen. In diesen Untersuchungen sollte das Abstrahlen laut Herstellerangaben mit einem Druck von knapp 3-4 bar erfolgen. Die Druckanzeige ist in 0,5 bar-Schritten unterteilt, wodurch sich ein Ablesefehler in $\pm 0,25$ bar äußert. Da jedoch ein Strahldruck von max. 1 bar Unterschied noch den Herstellerangaben entspricht (3-4 bar), kann diese Fehlerquelle außer Acht gelassen werden. Allerdings sollten trotz dessen der Strahldruck und der Abstrahlvorgang möglichst gleichmäßig erfolgen.

Die keramische Verblendtechnik birgt ebenfalls Fehlerquellen. Um mögliche Konsistenz- und Trockenheitsunterschiede beim Anmischen der keramischen Massen zu vermeiden, wurden die Prüfkörper einer Serie immer zeitnah mit ein und derselben Masse verblendet und vor dem Brand zum Feuchtigkeitsausgleich auf ein feuchtes Tuch gelegt. Zudem wurde besonderes Augenmerk auf die Einhaltung der empfohlenen Konsistenzen der keramischen Massen gelegt. Die Prüfkörper einer Serie sollten hinsichtlich dessen miteinander vergleichbar sein.

Den größten Einfluss auf die Verbundfestigkeitsergebnisse haben die Abmessungen der Prüfkörper, vor allem die Dicke. Dabei kann eine maximale Abweichung von $\pm 0,5$ mm zu einer Fehlerrate von 30 % bei der Verbundfestigkeit führen (vgl. Gleichung [1]). Wie in Kapitel 2.5 bereits erläutert, wurden daher die Verbundfestigkeiten um den Faktor k korrigiert, der ebensolche Dickenschwankungen berücksichtigt. Die Prüfkörperdicken wurden dazu bestimmt und der entsprechende Faktor k mit Hilfe des Diagrammes nach DIN ISO 9693 ermittelt (siehe Tabellen im Anhang). Jeder einzelne Prüfkörper weist aber keine homogene Dicke auf. Die entsprechenden Dickenschwankungen wurden ebenfalls notiert und belaufen sich auf eine minimale Fehlerrate von 6 % bis maximal 24 % in Bezug auf die Verbundfestigkeit. Dies sollte bei der Bewertung der Ergebnisse berücksichtigt werden.

Zur Bestimmung des Koeffizienten k wird ebenso der Elastizitätsmodul der Dentallegierung benötigt. Wie oben bereits erwähnt, wurde in dieser Arbeit die Bestimmung des tatsächlichen Elastizitätsmoduls nicht vorgenommen. Geht man von einer maximalen Schwankung des Elastizitätsmoduls (Wirobond 280® mit 220 GPa und Wirobond C® mit 210 GPa) von ± 20 GPa aus (vgl. Diagramm zur Bestimmung des Koeffizienten k nach DIN ISO 9693 [1]), so beläuft sich der relative Fehler des Koeffizienten k auf rund 6 %. In Bezug auf die Fehlerrate von maximal 24 %, verursacht durch Dickenschwankungen der Prüfkörper, fallen veränderte Elastizitätsmoduln daher kaum ins Gewicht und können vernachlässigt werden.

5.1.2 3-Punkt-Biegeversuch nach SCHWICKERATH

Parameter, die die Prüfmethode nach SCHWICKERATH an sich betreffen, sind die Vorschubgeschwindigkeit, die Position der Prüfkörper und die Kraftabschaltswelle. Wie in DIN ISO 9693 beschrieben, sollte die Vorschubgeschwindigkeit 0,5 – 1,5 mm/min betragen [1]. Da Schwankungen innerhalb dieses Bereiches laut KHALOUF keine signifikanten Auswirkungen auf die Messergebnisse haben, wurde ein konstanter Wert von 1,5 mm/min gewählt [103]. Der Norm entsprechend wurde die Kraftabschaltswelle von den geforderten 5 - 30 % auf 15 % gesetzt [1]. Die Position der Prüfkörper sollte immer annähernd gleich sein. Hilfreich für die Einhaltung sind dabei die Auflagenweite von 20 mm und Markierungen am Prüfkörper.

Betrachtet man allein den relativen Fehler von maximal 24 %, der durch Dickenschwankungen der Prüfkörper entsteht, so stellt sich die Frage nach der Eignung der angewandten Prüfmethode. Laut MIETKO eignen sich der 3-Punkt-Biegeversuch nach SCHWICKERATH und der Abscherversuch nach VOSS jedoch am ehesten zur Überprüfung des Haftverbundes zwischen Metall und Keramik [95]. In Tabelle 6 wurden bereits Vor- und Nachteile der verschiedenen Prüfmethode aufgeführt. Laut SCHWALBE sollten allerdings mehrere Prüfmethode angewandt werden, um differenziertere Aussagen über den Metall-Keramik-Haftverbund tätigen zu können [92]. Aus diesem Grund wurde der mechanischen Prüfung noch die mikroskopische Begutachtung der Prüfkörper angefügt. Vergleicht man zudem die Messwerte mit denen, die aus anderen Untersuchungen hervorgegangen sind, so sind keine großen Abweichungen zu erkennen (vgl. Tab. 6, Kapitel 2.5.2). Dadurch erscheinen die vorliegenden Ergebnisse richtig und ausreichend präzise.

5.1.3 Mikroskopische Untersuchung

Aus Gründen der exakteren Auswertung wurde die Bruchflächenanalyse mittels des Bildanalyseprogramms „IrfanView“ durchgeführt. Eine Fehlerquelle hierbei ist allerdings in Schwankungen der Helligkeit der aufgenommenen Bilder zu erkennen. Hierzu wurden im Bildanalyse-Programm für jedes Bild individuell die Farben der kohäsiven Bruchanteile bestimmt.

Insgesamt ist der Fehler durch die automatisierte Software geringer einzuschätzen als durch eine visuelle Abschätzung.

5.2 Diskussion der Messwerte

Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, den Einfluss eines Bonders auf das Metall-Keramik-Verbundsystem zu untersuchen. Eine weitere Aufgabe besteht darin, die Hypothese, dass die Verwendung von unterschiedlich „harten“ Legierungen zu veränderten Haftverbundfestigkeiten zwischen Metall und Keramik führt, zu prüfen.

Die Bewertung der erworbenen Ergebnisse findet unter Berücksichtigung aller Fehlerquellen bei den angewandten Prüfungsmethoden (siehe Kapitel 5.1) statt. Hinsichtlich der Größe aller Fehlereinflüsse können keine eindeutigen, richtungsweisenden Rückschlüsse aus den Ergebnissen gezogen werden. Allerdings können sich Tendenzen abzeichnen, welche für eine Festigung jedoch noch mittels anderer Prüfmethode kontrolliert werden sollten.

Zunächst werden die Ergebnisse zur Beantwortung der Frage nach dem Einfluss des Bonders begutachtet.

Wirobond® 280 - ohne Bonder:

Im Allgemeinen lässt sich bei der Betrachtung der Ergebnisse des Biegeversuches und der mikroskopischen Untersuchung die Tendenz erkennen, dass die Verlängerung der Inkubationszeit in Korrosionslösung zu einer Schwächung des Metall-Keramik-Verbundes führt. Zurückzuführen ist dies auf eine sogenannte Alterung der Materialien, wie in Kapitel 2.4.1 beschrieben. Bei der Betrachtung der Verbundfestigkeitsabnahmen sind allerdings keine größeren Sprünge als 5 MPa zu verzeichnen, was zu der Vermutung führt, dass entweder kaum Mikrorisse oder -porositäten aufgetreten oder die verwendeten Materialien relativ korrosionsbeständig sind. Diese Überlegungen gelten für alle folgenden Legierungs-Bonder-Konstellationen und werden daher nicht einzeln aufgezeigt.

Ebenso wird durch die Erhöhung der Washbrandtemperatur um 50 °C eine Schwächung des Metall-Keramik-Verbundes hervorgerufen. Ein vermindertes Mikrorelief der Metalloberfläche durch die hohen Temperaturen scheint dafür verantwortlich zu sein (vgl. Kap. 2.3.5). Diese Annahme findet sich ebenfalls in den Studien von PRITZEL oder HOOPMANN wieder [53, 54]. In der Gebrauchsanweisung von Wirobond® 280 wird ebenfalls erwähnt, dass die mit der Legierung kombinierten Aufbrennkeramiken eine Brenntemperatur von 980 °C nicht übersteigen sollten [104]. Die Ergebnisse, zusammen mit der Literatur, lassen den Rat zu, sich bei der Verwendung von Wirobond® 280 ohne einen Bonder an die Washbrandtemperatur nach Herstellerangaben zu halten.

Beim Vergleich zwischen Langzeit- und schneller Abkühlung lässt sich ebenfalls eine Tendenz ausmachen. Diese fällt knapp zugunsten der schnellen Abkühlung aus.

Wie in Kapitel 2.2.2 beschrieben, führt eine Langzeitabkühlung zu einer Erhöhung des Tiefleuzitgehalts in der Feldspatkeramik, was wiederum die Bruchfestigkeit der Keramik heraufsetzt [21]. Gerade in Kombination mit den besonders festen Cobalt-Chrom-Legierungen, mit hohen Elastizitätsmoduli, müsste die Verbundfestigkeit dadurch gesteigert sein [11]. Da die Langzeitabkühlung hier allerdings eher zu tendenziell verminderten Verbundfestigkeiten führt, müssen weitere Überlegungen getätigt werden. Eine Erhöhung des Tiefleuzitgehalts bewirkt zum anderen auch eine Steigerung des WAK der Keramik [14]. Bei dem verwendeten Opaquer (WAK: 13,6 – 14,0), der Dentinmasse (WAK: 13,2 – 13,7) und dem Wirobond 280® (WAK: 14,0), würde die Erhöhung des WAK (Keramik) eine Angleichung an den der Legierung bewirken. Wie in Kapitel 2.3.5 bereits erläutert, wird von einigen Autoren dazu geraten, Legierungen mit einem etwas größeren WAK zu verwenden, um die Keramik unter eine leichte Druckspannung zu setzen und so zu stabilisieren [17, 10, 11, 22]. Um wie viel der Keramik-WAK jedoch bei einer Langzeitabkühlung gesteigert wird, ist unklar. Zudem kann nicht hinreichend geklärt werden, ob womöglich ein zu stark gesteigerter Keramik-WAK eine Verminderung der stabilisierenden Druckspannung innerhalb der Keramik mit negativem Einfluss auf den Haftverbund bewirkt. Hierzu bedarf es einer Untersuchung des tatsächlichen WAK der Keramik. Dies ist allerdings kein Bestandteil der vorliegenden Arbeit und bleibt daher unberücksichtigt.

Der Verarbeitungsanleitung der verwendeten Aufbrennkeramik VMK Master® zufolge sollte eine Langzeitabkühlung zu Zwecken der WAK-Erhöhung allerdings erst bei Legierungen mit einem WAK ab 14,5 und größer erfolgen [100]. Ebenso wird in der Gebrauchsanweisung von Wirobond® 280 keinerlei Empfehlung oder Ablehnung einer Langzeitabkühlung ausgesprochen [104]. (Daher muss im Nachhinein eine Korrektur bezüglich der Ergebnisdarstellung in Kapitel 4 erfolgen. Hierbei wurde die Serie „Wash-/Bonderbrandtemperatur 960 °C mit Langzeitabkühlung“ als „Serie nach Herstellerangaben“ betitelt und als Vergleichsgrundlage für die folgenden Serien genutzt. Idealerweise sollte es aber die Serie mit schneller Abkühlung sein. Aus Gründen der Übersichtlichkeitswahrung und besseren Vergleichbarkeit wurde die Reihenfolge in der Ergebnisdarstellung allerdings beibehalten.)

Wirobond® 280 - mit Bonder:

Auch hier lässt sich eine verbundmindernde Wirkung bei einer Bonderbrandtemperaturerhöhung um 50 °C feststellen. Gleiches besagt die Produktinformation des Bonders NP Bond®, die als Richtlinie eine Bonderbrandtemperatur von 960 °C angibt [66]. Als Erklärungsansatz gilt hier gleiches wie bei der Nutzung von Wirobond® 280 ohne Bonder (s.o.).

Eine Langzeitabkühlung scheint die Verbundfestigkeit lediglich bei einer Brenntemperatur von 960 °C zu festigen. Eine genaue Erklärung hierfür kann nicht gegeben werden, da die Produktinformation zu dem Bonder bezüglich Inhaltsstoffen und Materialeigenschaften zu lückenhaft ist [66]. Als Erklärungsmöglichkeit könnten WAK-Veränderungen durch die Langzeitabkühlung in Erwägung gezogen werden (s.u.).

Vergleich „ohne / mit Bonder“ bei der Verwendung von Wirobond® 280:

Wie der Vergleich der einzelnen Serien ohne und mit Verwendung des Bonders mit Wirobond® 280 bereits gezeigt hat, liegen lediglich Tendenzen vor, welche es zu diskutieren gilt.

Der Metall-Keramik-Verbund konnte bei der Brenntemperatur von 960 °C und Langzeitabkühlung durch die Verwendung des Bonders gefestigt werden. Eine vom Hersteller empfohlene schnelle Abkühlung führte mit Bonder dagegen zur Schwächung des Verbundes. Das veränderte Wärmeausdehnungsverhalten der Materialien könnte ein möglicher Grund für den Ausgang der Ergebnisse sein (s.o.). Laut Produktinformation soll der Bonder NP Bond® wie eine Art elastische Zwischenschicht wirken [66]. Es könnte sein, dass sich diese Zwischenschicht allerdings negativ auf die angestrebte Druckspannung innerhalb der Keramikverblendung, im Sinne einer Senkung, auswirkt und so zu einer geringeren Verbundfestigkeit führt. Dies könnte der Fall sein, wenn der WAK des Bonders größer als der der Keramikmassen ist. Wie zuvor erläutert, hatte die Langzeitabkühlung ohne Verwendung eines Bonders eine verbundmindernde Wirkung, die auf eine Erhöhung des Keramik-WAK und eine mögliche Abnahme der Druckspannung innerhalb der Keramik zurückgeführt wurde. Da bei der Verwendung des Bonders aber eher einer verbundsteigernde Wirkung durch Langzeitabkühlung vorliegt, gilt es zu überlegen, ob sich der WAK des Bonders ebenfalls erhöht hat. Wäre dies der Fall, könnte ein gewisser WAK-Unterschied zwischen dem Bonder und der Keramikverblendung erhalten bleiben, der in der Keramik die erwünschte Druckspannung aufrecht hält. Um all diese Vermutungen überprüfen und gegebenenfalls festigen zu können, bedarf es jedoch genauerer Untersuchungen des Bonders NP Bond® bezüglich seines konkreten

Wärmeausdehnungsverhaltens und seiner Auswirkungen auf das Metall-Keramik-Verbundsystem.

Im Allgemeinen konnte festgestellt werden, dass die Herstellerangaben bei der Benutzung von Wirobond® 280, vor allem unter Verwendung des Bonders NP Bond®, eingehalten werden sollten. Abschließend kann allerdings keine klare Aussage bezüglich der Frage nach einer verbundsteigernden Wirkung des Bonders bei der Verwendung von Wirobond® 280 erfolgen.

Wirobond® C - ohne Bonder:

Trotz der von den Herstellern empfohlenen 960 °C (bzw. nicht größer als 980 °C) als Washbrandtemperatur, führt eine Temperaturerhöhung zu keinerlei Verbundminderung. Daraus ergibt sich die Schlussfolgerung, dass sich Wirobond® C ohne Verwendung eines Bonders recht resistent gegenüber geringen Änderungen der Washbrandtemperatur verhält. Die Diskussion dieses Verhaltens erfolgt bei dem Vergleich zwischen Wirobond® 280 und Wirobond® C ohne Verwendung eines Bonders (s.u.).

Über die Abkühlungsart sind sich die Hersteller uneinig. Während bei Wirobond® C eine Langzeitabkühlung angestrebt werden sollte [105], empfiehlt der Hersteller der Keramik erst bei Metallen mit einem WAK größer als 14,5 eine solche [100]. Aufgrund der relativen Konstanz aller Verbundfestigkeitswerte kann ein negativer Einfluss einer bestimmten Abkühlungsart auf den Metall-Keramik-Haftverbund nicht erhoben werden. Daher hat die Entscheidung über die Abkühlungsart bei der Verwendung von Wirobond® C ohne einen Bonder keinen großen Einfluss auf den klinischen Erfolg.

Da sich die Tendenzen der Ergebnisse bei der Verwendung von Wirobond® C ohne und mit Bonder relativ ähneln, kann davon ausgegangen werden, dass die Dentallegierung für dieses Verhalten verantwortlich ist.

Wirobond® C - mit Bonder:

Um die Wirkung des Bonders korrekt deuten zu können, bedarf es an dieser Stelle erneut einer kurzen Darstellung der Ergebnisse.

Die Serie nach Herstellerangaben weist einen Variationskoeffizienten von 32 % auf, dem stärksten Streuungswert in dieser Messung. Zu überlegen ist, ob es sich gerade bei dem weitaus niedrigsten Wert (15 MPa) um einen Ausreißerwert handelt, bei dem ein Verarbeitungsfehler zum frühen Versagen des Metall-Keramik-Haftverbundes geführt hat. Die mikroskopische Untersuchung und Dickenüberprüfung haben dabei allerdings keine größeren Abweichungen von den anderen Prüfkörpern ergeben. Ein Vergleich mit der Serie mit gleichen Parametern und der

sechsmonatigen Korrosionszeit, lässt aufgrund eines sehr geringen Variationskoeffizienten von nur 8 % erahnen, dass es sich bei dem genannten Wert um einen irrelevanten Ausreißerwert handeln könnte. Um die Ergebnisse auf ihre Richtigkeit und Reproduzierbarkeit zu überprüfen, müssten daher weitere Prüfkörper dieser Serie hergestellt und geprüft werden.

Das Prinzip der Alterung in Korrosionslösungen, wie oben bereits beschrieben, gilt auch hier. Allerdings nur in einem geringen Maß, da keine Abnahmen der mittleren Verbundfestigkeit von mehr als 3 MPa auftreten. Dies spricht für eine geringere Korrosionsanfälligkeit des Metall-Keramik-Verbundsystems.

Es ist kein eindeutiger Unterschied zwischen den Serien mit einer Bonderbrandtemperatur von 960 °C und 1010 °C erkennbar.

Wie bereits oben beschrieben, sind sich die Hersteller der Dentallegierung und der Aufbrennkeramik uneinig bezüglich der Abkühlungsart [100, 105]. Angenommen die Ergebnisse der Referenzserie erscheinen repräsentativ, dann wäre bei der Verwendung von Wirobond® C mit dem Bonder NP Bond® eine Langzeitabkühlung weniger empfehlenswert. Der große Variationskoeffizient stünde dabei für Unbeständigkeit in dem Metall-Keramik-Verbundsystem. Grund dafür könnte eine gesteigerte Anfälligkeit der Materialien gegenüber Verarbeitungsfehlern bei der Herstellung der Prüfkörper sein. Wie zuvor bereits angesprochen ist dieses Ergebnis allerdings schwierig zu bewerten, da bei allen anderen Serien mit Wirobond® C und Bonder sehr geringe Variationskoeffizienten auftreten.

Vergleich „ohne / mit Bonder“ bei der Verwendung von Wirobond® C:

Ein Vergleich führt zu der Annahme, dass der Bonder NP Bond® einen teilweise verbundvermindernden und teils keinen Effekt auf den Metall-Keramik-Verbund hat.

Eine mögliche Erklärung könnte sich auf die unbekannte Zusammensetzung des Bonders beziehen. Es wurden Gold, keramische Partikel und Haftoxidbildner als mögliche Bestandteile diskutiert (vgl. Kapitel 2.3.7) [70]. Die mikroskopische Untersuchung ergab die Vermutung, dass die Brüche zumeist entweder innerhalb der Bonderschicht oder in der Metall-Bonder-Mischoxid-Zone stattgefunden haben. So könnte der schwächste Verbundpartner der Bonder an sich sein. Es gilt zu überlegen, ob dabei die Haftung des Bonders an der Legierung oder Keramik größer ist als die Bruchfestigkeit des Bonders an sich. Liegt der Bruch in der Metall-Bonder-Mischoxid-Zone, so wären die Mischoxide zwischen Metall und den Haftoxiden des Bonders die schwächsten Verbundpartner. Bei all den Überlegungen ist allerdings anzumerken, dass die Serien unter Verwendung des Bonders zwar tendenziell etwas geringere

Verbundfestigkeiten erreicht haben, aber dennoch die Anforderungen der Metall-Keramik-Verbundsystem-Prüfung erfüllen und somit den Normen entsprechen.

Weiterhin ist anzumerken, dass sich das Metall-Keramik-Verbundsystem ohne und mit Bonder ähnlich gegenüber Veränderungen der Brenntemperatur und der Abkühlungsart verhält. Demnach ist dieses spezifische Verhalten eher auf die Dentallegierung zurückzuführen, da es durch die Verwendung eines Bonders nicht beeinflusst wurde (s.u.).

Stützt man sich allein auf die aus dieser Arbeit hervorgegangenen Ergebnisse, so ist der Einsatz des Bonders NP Bond® bei der Verwendung von Wirobond® C nicht empfehlenswert.

Vergleich „Wirobond® 280/Wirobond® C“ ohne Verwendung eines Bonders:

Der Vergleich der Ergebnisse von den beiden Dentallegierungen ohne Verwendung eines Bonders führt zu der Feststellung, dass das Wirobond® C in Kombination mit der Keramik VMK Master® einen stärkeren Metall-Keramik-Haftverbund erzielt als das Wirobond® 280. Allerdings sei hier zu beachten, dass trotz dessen alle Serien mit Wirobond® 280 ohne Bonder die Anforderung der DIN EN ISO 9693 erfüllen.

Eine Annahme lautet, dass Legierungen mit einem höheren Elastizitätsmodul den Metall-Keramik-Verbund steigern [11]. Wie bereits in Kapitel 2.3.5 erläutert, müssten sich ebenfalls rein rechnerisch die Verbundfestigkeitswerte mit steigendem Elastizitätsmodul erhöhen. Dies ist mit einem um 10 GPa höheren Elastizitätsmodul bei Wirobond® 280 laut Ergebnisauswertung allerdings nicht eingetreten. Wie in Kapitel 2.3.5 bereits erwähnt, teilen EICHNER, KAPPERT und die Firma DeguDent GmbH® die Auffassung, dass der Elastizitätsmodul-Unterschied zwischen dem des Metalls und der Keramik allerdings nicht allzu groß sein sollte [10, 56]. Ob ein Elastizitätsmodulunterschied von lediglich 10 GPa jedoch Auswirkungen auf den Haftverbund hat, ist fraglich. Um daher die Frage klären zu können, ab welchem Elastizitätsmodulunterschied zwischen Metall und Keramik eine Stabilisierung oder Minderung des Haftverbundes eintritt, müssten zusätzliche Untersuchungen mit weiteren Metall-Keramik-Verbundsystemen durchgeführt werden. Bei diesen sollten dann lediglich die Dentallegierungen in ihrem Elastizitätsmodul variieren, um einen spezifischeren Vergleich anstellen zu können. Solche Legierungen zu finden erscheint allerdings fraglich, da eine Änderung des Elastizitätsmoduls meist mit einer veränderten Zusammensetzung einhergeht, was wiederum den Haftverbund beeinflussen kann (s.u.).

Im Vergleich der Materialeigenschaften ergeben sich zudem Unterschiede in der Härte nach VICKERS (vgl. Kapitel 3.1). Demnach weist Wirobond® C eine höhere Härte von 310 HV im

Vergleich zu Wirobond® 280 mit 280 HV auf. Da sich laut EICHNER und KAPPERT mit zunehmender Härte die Ausarbeitung der Metalloberfläche erschwert [10], gilt es zu überlegen, ob bei der Oberflächenbearbeitung mittels Abstrahlen mit Korund daraus ein geringerer Substanzabtrag mit einhergehender verminderter Rauhtiefe der Oberfläche resultiert. Dies würde eine reduzierte Mikroretentionsfläche bewirken und damit, dem Ansatz MARXKORS folgend, den Haftverbund vermindern [17]. Somit müsste die härtere Legierung, Wirobond® C, geringere Verbundfestigkeiten im Vergleich zum Wirobond® 280 erreichen. Dies ist nicht der Fall, wodurch dieser Ansatz verworfen werden muss.

Weitere Unterschiede ergeben sich aus der Zusammensetzung der Dentallegierungen (vgl. Kapitel 3.1, Tab. 8). So sind Gallium und Mangan nur beim Wirobond® 280 zu finden. Beide Elemente dienen als Haftoxidbildner. Gallium setzt zudem das Schmelzintervall herab und erhöht das Fließverhalten [10], was bei zu hohen Brenntemperaturen zum Zerfließen des „Metall-Nadelrasens“ an der abgestrahlten Metalloberfläche führen und sich somit der Haftverbund zur Keramik verringern kann (s.o.). Dies wäre eine Erklärung für die niedrigeren Verbundfestigkeiten von Wirobond® 280 bei einer erhöhten Brenntemperatur von 1010 °C. Die Abwesenheit von Gallium beim Wirobond® C würde auch erklären, warum im Gegenteil dazu hier auch bei erhöhten Temperaturen relativ hohe Verbundfestigkeiten vorkommen. Beim Wirobond® C findet man zusätzlich Eisen und Cer. Hierbei handelt es sich wieder um zwei Haftoxidbildner, wobei Cer eine sehr hohe Affinität zum Sauerstoff besitzt [10]. Laut der Firma BEGO sorgt gerade dieses Element für eine hohe Verbundfestigkeit zwischen Metall und Keramik [106]. Es wäre denkbar, dass sich durch das Vorhandensein von Cer vermehrt und/oder verstärkte Mischoxide an der Haftverbundzone zwischen Metall und Keramik ausbilden [107]. Dies würde den chemischen Haftmechanismus verstärken und wie beim Wirobond® C zu einem größeren Haftverbund führen. Zudem wird Cer oft, meist in Form von Ceroxid, auch als Bestandteil von keramischen Materialien genannt [11].

Vergleich „Wirobond® 280/Wirobond® C“ unter Verwendung des Bonders NP Bond®:

Unter Verwendung des Bonders NP Bond® lässt sich keine klare Tendenz zugunsten einer der beiden Dentallegierungen erkennen. Dies führt zu der Annahme, dass sich bei der Verwendung des Bonders unter Herstellerangaben ähnliche Verbundfestigkeiten bei den beiden Dentallegierungen ergeben und daher der Bonder, der schwächste Verbundpartner zu sein scheint (s.o.).

Wird die Bonderbrandtemperatur allerdings erhöht, so ist der Metall-Keramik-Verbund mit Wirobond® C tendenziell stärker als mit Wirobond® 280. Dieses Verhalten könnte auf die verwendete Dentallegierung zurückgeführt werden (Bedeutung von Gallium, s.o.).

Allgemeiner Vergleich „mit oder ohne Bonder“:

Bei der Verwendung von Wirobond® 280 konnte weder eine verbundmindernde, noch verbundsteigernde Wirkung durch den Bonder verzeichnet werden. Die Anforderungen der Norm DIN EN ISO 9693 an die Messergebnisse wurden mit einer Ausnahme („Wirobond® 280, mit Bonder, 1010 °C, Langzeitabkühlung, sechs Monate Korrosion“) erfüllt. Dabei ist bei der Verwendung von Wirobond® 280 mit dem Bonder NP Bond® lediglich eine Erhöhung der Bonderbrandtemperatur zu vermeiden.

Bei der Verwendung von Wirobond® C hat der Bonder eine eher verbundvermindernde Wirkung. Wie oben bereits genannt handelt es sich dabei im Mittel um gering niedrigere Verbundfestigkeiten, wobei diese trotz dessen die Normen der DIN EN ISO 9693 erfüllen.

Abschließend wird daher keine allgemeingültige Aussage zum Einfluss des Bonders im Metall-Keramik-Verbundsystem getätigt. Die Verwendung eines Bonders sollte daher zuvor mit dem jeweiligen Metall-Keramik-Verbundsystem und den empfohlenen Verarbeitungsparametern spezifisch geprüft werden, um einen Nutzen abzuwägen. Sollten das Weglassen und der Einsatz des Bonders vergleichbare Werte erzielen, wie es unter Verwendung von Wirobond® 280 in diesen Untersuchungen der Fall war, so sollte zur Entscheidungsfällung auch der finanzielle Aspekt berücksichtigt werden. Eine mögliche korrosionsfördernde Wirkung des Bonders, aufgrund von möglichen Goldbestandteilen [11], lässt sich allerdings dementieren, da die Verbundfestigkeitsabnahmen bei verlängerter Korrosionszeit gleich oder sogar geringer gegenüber denen ohne Verwendung eines Bonders waren.

Allgemeiner Vergleich „Wirobond® 280/Wirobond® C“:

Der allgemeine Vergleich der beiden Dentallegierungen führt zu der Empfehlung, eher Wirobond® C als Wirobond® 280 in Verbindung mit der Keramik VMK Master® der Firma VITA® zu nutzen. Gründe dafür sind zusammengefasst die relative Beständigkeit des Wirobond® C gegenüber möglichen Verarbeitungsfehlern, wie schwankenden Brenntemperaturen oder Abkühlungsarten, und der stärkere Haftverbund.

Als mögliche Ursachen wurden bereits der Elastizitätsmodul, die Härte und die verschiedenen Elemente Gallium und Cer angesprochen. Zu beachten ist auch, dass sich alle verbundmindernden und –steigernden Einflüsse gegenseitig, im Sinne einer Kompensation oder

Steigerung, beeinflussen können. So könnte zum Beispiel das Zulegieren eines starken Haftoxidbildners, wie Cer, mögliche negative Einflüsse, wie ein geringerer Elastizitätsmodul oder WAK-Unterschiede durch die verschiedenen Abkühlungsarten, kompensiert werden [107]. Da die tiefgründige Diskussion des Einflusses des Elastizitätsmoduls und der Härte auf den Haftverbund noch weiterer Untersuchungen, in Form von Haftverbund-Prüfungen mit mehreren verschieden „harten/weichen“ Metall-Keramik-Verbundsystemen bedarf, bleibt die Frage unbeantwortet.

Praktische Bedeutung:

In der abschließenden Abbildung sind alle Parameter und die Größe ihres Einflusses auf den Haftverbund aufgelistet (vgl. Abb. 26). Demnach haben Korrosion und die Auswahl der Legierung die größte Wirkung. Die Wahl der Materialien, deren Kombination und die korrekte Verarbeitung stehen somit an erster Stelle, um einen klinischen Erfolg zu erzielen. Ebenso spielt die Brenntemperatur eine große Rolle. Während beim Wirobond® C Schwankungen der Brenntemperatur weniger ins Gewicht fallen, sollte man bei dem Wirobond® 280 die Herstellerangaben befolgen. Einen etwas geringeren, aber dennoch nicht zu vernachlässigenden Einfluss hat der Bonder. Wie bereits erläutert, wäre der Bonder NP Bond® bei Wirobond® C nicht zu empfehlen und ein Einsatz bei Wirobond® 280, aufgrund der fehlenden Wirkung, zu überdenken. Den geringsten Einfluss hatte in dieser Arbeit die Abkühlungsart. Ungeachtet der Größe des Einflusses, sollte jedes Metall-Keramik-System dennoch auf die Effizienz der jeweiligen Verarbeitungsparameter überprüft werden, um einen möglichst großen klinischen Erfolg erzielen zu können.

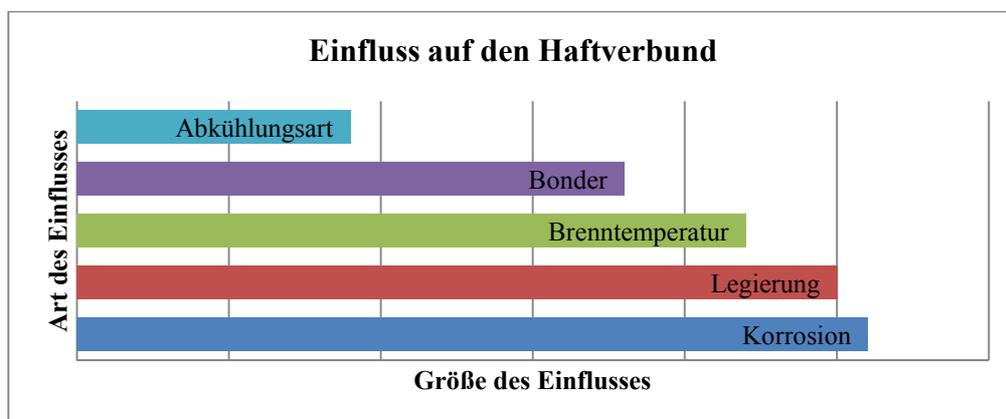


Abbildung 26: Darstellung der Größe der Parametereinflüsse auf den Metall-Keramik-Haftverbund

6 Literaturverzeichnis

- [1] DIN EN ISO 9693-1: Zahnheilkunde - Verbundprüfung - Teil 1: Metall-Keramiksysteme, Berlin: Beuth-Verlag, 2012.
- [2] DIN EN ISO 10271: Dentale metallische Werkstoffe Korrosionsprüfverfahren, Berlin: Beuth Verlag, 2001.
- [3] A. Mikeli, K. Boening und B. Lißke, „Ceramic Defects in Metal-Ceramic Fixed Dental Prostheses Made from Co-Cr and Au-Pt Alloys: A Retrospective Study,“ *International journal of prosthodontics*, pp. 487-489, September-Oktober 2015.
- [4] D. J. Lindigkeit, „Edelmetallfreie Legierungen und Reintitan,“ *Zahntechnik Zeitung Ausgabe 7+8*, 2006.
- [5] R. Strietzel, „Die EMF-Legierung Wirobond von Bego feiert 30-jähriges Jubiläum – Eine Erfolgsgeschichte,“ *dental dialogue*, pp. 40-50, Oktober 2013.
- [6] M. J. / T. Tholey, „Das Brennen von dentaler Verblendkeramik,“ *Quintessenz Zahntechnik 35, Nr. 8, BASICS*, pp. 1018-1029, 2009.
- [7] K. Yoshizawa, „Oberflächenbearbeitung von Gerüsten in der Metallkeramik,“ *Quintessenz Zahntechnik 32, Nr. 9, BASICS*, pp. 984-991, 2006.
- [8] D. J. Lindigkeit, „Mehr als Billiglösungen für die soziale Indikation-Edelmetallfreie Legierungen und Titan,“ *DZW-Spezial*, pp. 20-23, 1-2/2002.
- [9] P. Kiehl, Einführung in die DIN-Normen, Springer-Verlag, 2001.
- [10] K. Eichner und H. F. Kappert, Zahnärztliche Werkstoffe und ihre Verarbeitung. 1. Grundlagen und Verarbeitung, Georg Thieme Verlag, 2005.
- [11] R. Strietzel, Die Werkstoffkunde der Metall-Keramik-Systeme, Neuer Merkur GmbH, 2005.
- [12] DIN EN ISO 22674 - Zahnheilkunde - Metallische Werkstoffe für festsitzenden und herausnehmbaren Zahnersatz und Vorrichtungen, Berlin: DIN Deutsches Institut für Normung e.V., 2006.
- [13] J. R. Strub, Curriculum Prothetik, Band 2, Quintessenz-Verlag, 1994.

- [14] R. Ströbel, *Die Metalle: Werkstoffkunde mit ihren chemischen und physikalischen Grundlagen*, Neuer Merkur GmbH, 2004, p. 186.
- [15] S. Verlag, *Zahntechnische Abrechnung kompakt*, Spitta Verlag GmbH & Co. KG, 2005.
- [16] BEGO, *Edelmetallfreie Legierungen für die Metallkeramik*, Bremen: Firmenschrift, 2008.
- [17] R. Marxkors, *Taschenbuch der zahnärztlichen Werkstoffkunde*, Deutscher Ärzteverlag, 2008.
- [18] N. Mirkovic, „Mechanical properties of metal-ceramic systems from nickel-chromium and cobalt-chromium alloys,“ *Vojnosanit Pregled*, pp. 64(4):241-5, April 2007.
- [19] H. A. Jakstat, C. Häbeler und K. Kroszewsky, *Zahnärztliche Werkstoffkunde - ein Arbeitsbuch*, Norderstedt: Books on Demand GmbH, 2006, p. 102.
- [20] S. Salemka und R. Strietzel, „Mit sicherem Verbund in den Mund - Aufbrennfähige Kobalt-Chrom-Legierungen als Standardversorgung,“ *DZW ZahnTechnik* 8-9/12, 05. 09. 2012.
- [21] Caesar und Ernst, *Die Nichtmetalle- Grundwissen für Zahntechniker*, Verlag Neuer Merkur GmbH, 2007.
- [22] H. Koinig, *Metallkeramik*, Neuer Merkur, 2003.
- [23] S. C. Lopes, V. O. Pagnano, J. M. Domingos de Almeida Rollo, M. B. Leal und O. L. Bezzon, „Correlation between metal-ceramic bond strength and coefficient of linear expansion difference,“ *Journal of applied oral science*, pp. 17(2): 122-128, April 2009.
- [24] D. Hülsenberg, *Keramik- Wie ein alter Werkstoff hochmodern wird*, Springer Verlag.
- [25] H. Salmang, H. Scholze und R. Telle, *Keramik*, Springer Science & Business Media, 2006.
- [26] H.-D. Tietz, *Technische Keramik.: Aufbau, Eigenschaften, Herstellung, Bearbeitung, Prüfung*, Springer-Verlag, 1994.
- [27] A. Hohmann, *Zahntechnik in Frage und Antwort*, Verlag Neuer Merkur GmbH, 1994, p. 175.
- [28] G. Filz, *Biege-, Spaltzug- und Druckfestigkeit von metallkeramischen Massen in Abhängigkeit von der Zeit der Abkühlung nach dem Brand*, University of California: Dissertation, 1987.
- [29] H. Scholze, *Keramik: Teil 1: Allgemeine Grundlagen und wichtige Eigenschaften*, Springer-Verlag, 2013.

- [30] R. Vinx, Gesteinsbestimmung im Gelände, Springer-Verlag, 2014.
- [31] W. Höland, Glaskeramik, vdf Hochschulverlag AG, 2006.
- [32] D. T. Ficnar und D. H. Repges, „Können sich vollkeramische Restaurationen mit dem „Goldstandard“ messen lassen?“, *Zahntechnik Magazin 16*, pp. 406-415, 2012.
- [33] S. Lohmeyer, Werkstoff Glas 3.
- [34] E. Wintermantel und S.-W. Ha, Medizintechnik: Life Science Engineering, Springer Science & Business, 2009.
- [35] H. A. Schaeffer und R. Langfeld, Werkstoff Glas.
- [36] J. Tinschert und G. Natt, Oxidkeramiken und CAD/CAM-Technologien: Atlas für Klinik, Labortechnik und Werkstoffkunde, Deutscher Ärzteverlag, 2007.
- [37] S. Rinke, Vollkeramik- Ein Praxiskonzept, Quintessenz Verlag, 2011.
- [38] M. Kern und R.-J. Kohal, Vollkeramik auf einen Blick, Arbeitsgemeinschaft für Keramik in der Zahnheilkunde e.V., 2012.
- [39] W. Schatt, Pulvermetallurgie, Springer Science & Business Media, 2006.
- [40] J.-S. Kochs, *Einfluss von Mischungsverhältnis und Trocknungsphase der Grundmasse auf die Verbundfestigkeit zwischen*, Berlin: Dissertation, 2008.
- [41] A. Hohmann und W. Hielscher, Lehrbuch der Zahntechnik: Grundlagen, partielle Prothesen, Kronen und Brückentechnik, Quintessenz-Verlag, 1982.
- [42] W. Endlich, Kleb- und Dichtstoffe in der modernen Technik, Vulkan-Verlag GmbH, 1998.
- [43] H. Daniel, Physik: Mechanik, Wellen, Wärme.1, Walter de Gruyter, 1997.
- [44] M. Golebiowski, E. Wolowiec und L. Klimek, „Airborne-particle abrasion parameters on the quality of titanium-ceramic bonds“, *Journal of Prosthetic Dentistry*, Mai 2015.
- [45] H. Horton und L. A. Moran, Biochemie, Pearson Deutschland GmbH, 2008.
- [46] T. Gerthsen, Chemie für den Maschinenbau, KIT Scientific Publishing, 2006.
- [47] G. Habenicht, Kleben: Grundlagen, Technologien, Anwendungen, Springer-Verlag, 2013.
- [48] H. Rampf, Allgemeine und anorganische Chemie: Grundlagen, Mentor, 1999.
- [49] R. Strietzel, „Einfluss des Abstrahlens auf den Metall-Keramik-Verbund“, *Quintessenz*

- Zahntechnik*, pp. Ausgabe 8: 970-983, 2009.
- [50] G. Lombardo, R. Nishioka, R. Souza, S. Michida, A. Kojima, A. Mesquita und L. Buso, „Influence of surface treatment on the shear bond strength of ceramics fused to cobalt-chromium.,“ *Journal of prosthodontics*, pp. 19(2):103-11, Februar 2010.
- [51] L. Oliveira de Vasconcellos, L. Silva, L. Reis de Vasconcellos, I. Balducci, F. Takahashi und M. Bottino, „Effect of airborne-particle abrasion and mechanico-thermal cycling on the flexural strength of glass ceramic fused to gold or cobalt-chromium alloy.,“ *Journal of prosthodontics*, pp. 20(7):553-60, Oktober 2011.
- [52] K. Krug, A. Knauber und F. Northdurft, „Fracture behavior of metal-ceramic fixed dental prostheses with frameworks from cast or a newly developed sintered cobalt-chromium alloy.,“ *Clinical oral investigations*, pp. 19(2):401-11, März 2015.
- [53] T. C. Hoopmann, *Einfluss der Washbrand-Temperatur auf das Temperatur-Wechselastverhalten aufbrennfähiger Cobalt-Chrom-Legierungen*, Berlin: Dissertation, 2012.
- [54] D. Pritzel, *Einfluss veränderter Parameter bei der Verblendung von edelmetallfreien Legierungen mit Keramik auf den Haftverbund*, Berlin: Dissertation, 2012.
- [55] L. De Vasconcellos, L. Buso, G. Lombardo, R. Souza, L. J. Nogueira, M. Bottino und M. Oszcan, „Opaque layer firing temperature and aging effect on the flexural strength of ceramic fused to cobalt-chromium alloy,“ *Journal of prosthodontics*, pp. 19(6):471-7, August 2010.
- [56] D. G. *Edelmetall-Legierungen*, DeguDent GmbH, 2011.
- [57] B. Pjetursson, I. Sailer, M. Zwahlen und C. Hämmerle, „A systematic review of the survival and complication rates of all-ceramic and metal-ceramic reconstructions after an observation period of at least 3 years. Part I: Single crowns,“ *Clinical Oral Implants Research*, pp. 73-85, Juni 2007.
- [58] I. Sailer, B. Pjetursson, M. Zwahlen und C. Hämmerle, „A systematic review of the survival and complication rates of all-ceramic and metal-ceramic reconstructions after an observation period of at least 3 years. Part II: Fixed dental prostheses,“ *Clinical Oral Implants Research*, pp. 86-96, Juni 2007.
- [59] N. Silva, E. Bonfante, R. Zavanelli, V. Thompson, J. Ferencz und P. Coelho, „Reliability of metaloceramic and zirconia-based ceramic crowns,“ *Journal of Dental Research*, pp. 1051-1056, Oktober 2010.
- [60] S. Schwarz, C. Schröder, A. Hassel, W. Bömicke und P. Rammelsberg, „Survival and chipping of zirconia-based and metal-ceramic implant-supported single crowns,“ *Clinical*

- Implant Dentistry And Related Research*, pp. 119-125, Mai 2012.
- [61] K. Tokmakidis, B. Wessing, K. Papoulia und H. Spiekermann, „Belastungsverteilung und Belastungskonzepte auf Zähnen und Implantaten,“ *Deutscher Ärzte-Verlag, Zeitschrift für zahnärztliche Implantologie*, pp. 44-53, Januar 2009.
- [62] C. A. f. D. a. T. i. Health, „Porcelain-fused-to-metal crowns versus all-ceramic crowns: A review of the clinical and cost-effektiveness,“ Ottawa, Mai 2016.
- [63] J. Shi, X. Zhang, S. Quiao, S. Quian, J. Mo und H. Lai, „Hardware complications and failure of three-unit zirconia-based and porcelain-fused-metal implant-supported fixed dental protheses: a retrospective cohort study with up to 8 years,“ *Clinical oral implants research*, 16 März 2016.
- [64] R. Suckert, Funktionelle Frontzahn-Ästhetik, Verlag Neuer Merkur GmbH, 1990.
- [65] V. Zahnfabrik, „VITA NP BOND: Stabiler Verbund von CoCr-Gerüst und Keramik sichert Langzeiterfolg,“ 08 01 2014.
- [66] V. Zahnfabrik, *VITA NP Bond Paste - Gebrauchsanweisung*.
- [67] H. Al Bakkar, S. Spintzyk, C. Schille, E. Schweizer, J. Geis-Gerstorfer und F. Rupp, „Influence of a bonding agent on the bond strength between a dental Co-Cr-alloy and nine different veneering porcelains,“ Biomedizinische Technik-TU Berlin, Berlin, März 2016.
- [68] J. Curtis, J. Dossett, T. Prihoda und E. Teixeira, „Effect of Bonding Agent Application Method on Titanium-Ceramic Bond Strength,“ *Journal of Prosthodontics*, Oktober 2014.
- [69] S. Ting, K. Li, J. Waddell, D. Prior, L. Jansen van Vuuren und M. Swain, „Influence of a tungsten metal conditioner on the adhesion and residual stress of porcelain bonded to cobalt-chromium alloy,“ *Journal of Prosthetic Dentistry*, pp. 584-590, September 2014.
- [70] N. Böhme und R. Strietzel, „Bonder für edelmetallfreie Legierungen?,“ *Quintessenz Zahntechnik* 35 (3), pp. 274-283, 2009.
- [71] K. Eichner, Metallkeramik in der zahnärztlichen Prothetik, Carl Hanser Verlag München, 1979.
- [72] J. C. Behrends, Physiologie, Georg Thieme Verlag, 2010.
- [73] P. Marsh und M. V. Martin, Orale Mikrobiologie, Georg Thieme Verlag, 2003.
- [74] H. Abdolvahab-Emminger, Physikum exakt: das gesamte Prüfungswissen für die 1. ÄP, Georg Thieme Verlag, 2005.
- [75] P. Gängler, T. Hoffmann und B. Willershausen, Konservierende Zahnheilkunde und

- Parodontologie, Georg Thieme Verlag, 2010.
- [76] G. Wranglen, Korrosion und Korrosionsschutz: Grundlagen, Vorgänge, Schutzmaßnahmen, Prüfung, Springer Verlag, 2013 (Original 1985).
- [77] H. Kaesche, Die Korrosion der Metalle: Physikalisch-chemische Prinzipien und aktuelle Probleme, Springer Verlag, 2011.
- [78] E. Herre, Beeinflussung und Verminderung der Korrosion von Eisen, Kupfer, Zink in industriellen Brauchwässern, Springer Verlag, 1965.
- [79] K. Körber und K. Ludwig, Zahnärztliche Werkstoffkunde und Technologien, Georg Thieme Verlag, 1982.
- [80] A. von Usedom, Säuren, Basen und Salze, Redoxsysteme, Luft und Wasser, Mentor, 2003.
- [81] R. E. Dickerson, Prinzipien der Chemie, Walter de Gruyter, 1988.
- [82] M. Otto, Analytische Chemie, John Wiley & Sons, 2011.
- [83] H. Briehl, Chemie der Werkstoffe, Springer-Verlag, 2014.
- [84] M. Behr, „Verblendfrakturen auf Metall und Zirkoniumdioxid-Eine Analyse klinischer Daten von Prof. Michael Behr auf dem 12. Keramiksymposium,“ *DZW-Die ZahnarztWoche*, pp. Ausgabe 37/12:14-15, 2012.
- [85] M. Vojdani, S. Shaghaghian, A. Khaledi und S. Adibi, „The effect of thermal and mechanical cycling on bond strength of a ceramic to nickel-chromium (Ni-Cr) and cobalt-chromium (Co-Cr) alloys,“ *Indian journal of dental research*, pp. 23(4):509-13, Juli/August 2012.
- [86] L. Sreekala, M. Narayanan, S. Eerali, J. Varghese und A. Zainaba Fatima, „Comparative evaluation of shear bond strengths of veneering porcelain to base metal alloy and zirconia substructures before and after aging- an in vitro study,“ *Journal of international society of preventive and community dentistry*, pp. 74-81, Dezember 2015.
- [87] W. Kollenberg, Technische Keramik: Grundlagen, Werkstoffe, Verfahrenstechnik, Vulkan-Verlag GmbH, 2004.
- [88] F.-X. Reichl und K. Mohr, Atlas der Pharmakologie und Toxikologie für Zahnmediziner, Georg Thieme Verlag, 2014.
- [89] Informationszentrum Technische Keramik, „keramverband,“ Verband der Keramischen Industrie e.V., 15 November 2003. [Online]. Available: http://www.keramverband.de/brevier_dt/brevier.htm. [Zugriff am 4 Mai 2015].

- [90] B. Kukiattrakoon, C. Hengtrakool und U. Kedjarune-Leggat, „Effect of acidic agents on surface roughness of dental ceramics.“ *Dental Research Journal (Isfahan)*, pp. 6-15, Winter 2011.
- [91] K.-H. Tostmann, *Korrosion*, John Wiley & Sons, 2001.
- [92] N. Schwalbe, *Vergleichende Untersuchungen zum SCHWICKERATH-Versuch, VOSS-Versuch und Abschrecktest*, Berlin: Dissertation, 2009.
- [93] R. Strietzel, „Wie prüfe ich den Metall-Keramik-Verbund?“, *Quintessenz Zahntechnik*, pp. 471-475, 38(4) 2012.
- [94] H. Kappert, W. Riedling und J. Weyhmann, „Eine vergleichende Studie von drei Methoden zur Untersuchung des Metall-Keramik-Verbundes bei NEM-Legierungen“, *Deutsche zahnärztliche Zeitschrift*, pp. 1178-1186, 1985.
- [95] M. Mietko, *Vergleich verschiedener Prüfmethode zur Bestimmung der Verbundfestigkeit zwischen einer Kobalt-Chrom-Legierung und einer Verblendkeramik*, Berlin, 2008.
- [96] D. F. Lelièvre, „Physikalisch-chemische Charakterisierung der Dentalkeramik CARMEN“, *art & technique dentaires*, vol. 9, no. 3, Juni 1998.
- [97] L. Wehnert, S. Fleck, A. Fleck, R. Radlanski und W. Freesmeyer, „Einfluss der Bonder auf die Titan-Keramik-Verbundfestigkeit“, *Deutsche Zahnärztliche Zeitung*, pp. 28-33, Januar 2009.
- [98] G. Hübener-Rupp, *Zahntechnische Bewertung einer Dentallegierung*, Freiburg: Dissertation, 2000.
- [99] M. Jacobs, *Vergleichende Untersuchung zum Haftverbund zwischen unterschiedlichen Verblendkeramiken auf Metall- bzw. Keramikgerüsten in vitro auf einer Frontzahnkrone mittels des VOSS-Versuchs*, Dissertation: Medizinischen Fakultät Charité – Universitätsmedizin Berlin, 2013.
- [100] V. Zahnfabrik, *VITA VMK Master- Verarbeitungsanleitung*, VITA Zahnfabrik, 2014.
- [101] *DIN ISO 6872: Zahnheilkunde-Keramische Werkstoffe*, Berlin: Beuth Verlag, 2015.
- [102] K. Atluri, T. Vallabhaneni, D. Tadi, S. Vadapalli, S. Tripuraneni und P. Averneni, „Comparative Evaluation of Metal-ceramic Bond Strengths of Nickel Chromium and Cobalt Chromium Alloys on Repeated Castings: An In vitro Study.“, *Journal of international oral health*, pp. 6(5):99-103, September 2014.
- [103] E. Khalouf, *Einfluss verschiedener Parameter auf die Ergebnisse des Schwickerath-Versuches*, Berlin: Dissertation, 2003.

[104] BEGO, *Wirobond 280 - Gebrauchsanweisung*, Bremen, 2013.

[105] BEGO, *Wirobond C - Gebrauchsanweisung*, Bremen, 2013.

[106] BEGO, *Wirobond C-Die Kobalt-Chrom-Aufbrenn-Legierung - nickel- und berylliumfrei – Weltweit bewährt seit über 18 Jahren*, Bremen: BEGO/Produktinformation, 2013.

[107] R. Strietzel, „Hält Keramik auf Lot?“, *Quintessenz Zahntechnik*, pp. 40(2): 202-205, 2014.

[108] W. W. Seidel und F. Hahn, *Werkstofftechnik: Werkstoffe - Eigenschaften - Prüfung - Anwendung*, Carl Hanser Verlag GmbH Co KG, 2014.

[109] E. Hornbogen und H. Warlimont, *Metallkunde: Aufbau und Eigenschaften von Metallen und Legierungen*, Springer-Verlag, 2001.

7 Anhang

Verwendete Materialien mit Chargennummern (LOT):

Material	Chargennummer (LOT)
Wirobond® 280	13537
Wirobond® C	3940
Einbettmasse Bellavest® SH	0203638 0414
Einbett-Fluid BegoSol® HE	0414 HE 0314
Opaquer (VITA VMK Master®)	45650
Opaque Fluid®	39240
Dentine (VITA VMK Master®)	44340
Modelling Fluid®	39240
VITA NP Bond Paste®	52200

Verwendete Geräte:

- Fornax® (Induktionsgusschleuder) (Metallguss)
- Programat® P95 (IVOCLAR) (Keramikbrennofen)
- Nabertherm® S27 (Vorheizofen)
- Zwick®/Z010 (Biegeprüfvorrichtung für den 3-Punkt-Biegeversuch nach SCHWICKERATH)
- Digital Microscope® VHX-500F (Lichtmikroskop)

Tabellen der Prüfkörper mit der Dicke, dem Faktor k und der korrigierten Verbundfestigkeit:

Wirobond 280® / ohne Bonder		Fmax in N	Dicke d in mm	+/- mm	relativer Fehler in %	Faktor k	Verbundfestigkeit in MPa
Serie 1	Prüfkörper 1	10,22	0,52	0,02	12	3,35	34,24
	Prüfkörper 2	12,07	0,49	0,02	12	3,75	45,26
	Prüfkörper 3	10,09	0,50	0,03	18	3,6	36,32
	Prüfkörper 4	9,07	0,53	0,02	11	3,2	29,02
	Prüfkörper 5	9,02	0,50	0,02	12	3,6	32,47
	Prüfkörper 6	13,17	0,50	0,02	12	3,6	47,41
Serie 2	Prüfkörper 1	10,54	0,50	0,03	18	3,6	37,94
	Prüfkörper 2	8,95	0,53	0,02	11	3,2	28,64
	Prüfkörper 3	8,62	0,53	0,02	11	3,2	27,58
	Prüfkörper 4	10,77	0,52	0,02	12	3,35	36,08
	Prüfkörper 5	10,72	0,52	0,02	12	3,35	35,91
	Prüfkörper 6	9,54	0,52	0,01	6	3,35	31,96
Serie 3	Prüfkörper 1	9,04	0,51	0,03	18	3,45	31,19
	Prüfkörper 2	10,33	0,50	0,04	24	3,6	37,19
	Prüfkörper 3	7,62	0,52	0,03	17	3,35	25,53
	Prüfkörper 4	7,38	0,47	0,02	13	4,05	29,89
	Prüfkörper 5	12,86	0,53	0,02	11	3,2	41,15
	Prüfkörper 6	9,80	0,50	0,03	18	3,6	35,28
Serie 4	Prüfkörper 1	9,03	0,55	0,01	6	3,0	27,09
	Prüfkörper 2	8,06	0,49	0,02	12	3,75	30,23
	Prüfkörper 3	7,99	0,50	0,03	18	3,6	28,76
	Prüfkörper 4	7,49	0,47	0,02	13	4,05	30,33
	Prüfkörper 5	6,68	0,50	0,02	12	3,6	24,05
	Prüfkörper 6	10,50	0,49	0,02	12	3,75	39,38
Serie 5	Prüfkörper 1	9,04	0,48	0,03	19	3,85	34,80
	Prüfkörper 2	8,29	0,49	0,04	24	3,75	31,09
	Prüfkörper 3	10,54	0,48	0,02	13	3,85	40,58
	Prüfkörper 4	7,05	0,50	0,02	12	3,6	25,38
	Prüfkörper 5	8,21	0,51	0,03	18	3,45	28,32
	Prüfkörper 6	13,38	0,50	0,02	12	3,6	48,17
Serie 6	Prüfkörper 1	7,73	0,50	0,03	18	3,6	27,83
	Prüfkörper 2	7,06	0,48	0,03	19	3,85	27,18
	Prüfkörper 3	8,21	0,53	0,02	11	3,2	26,27
	Prüfkörper 4	9,05	0,53	0,02	11	3,2	28,96
	Prüfkörper 5	6,62	0,50	0,03	18	3,6	23,83
	Prüfkörper 6	8,07	0,49	0,02	12	3,75	30,26
Serie 7	Prüfkörper 1	5,89	0,51	0,02	12	3,45	20,32
	Prüfkörper 2	8,53	0,50	0,03	18	3,6	30,71
	Prüfkörper 3	6,98	0,49	0,04	24	3,75	26,18
	Prüfkörper 4	8,60	0,50	0,03	18	3,6	30,96
	Prüfkörper 5	7,87	0,50	0,03	18	3,6	28,33
	Prüfkörper 6	7,49	0,46	0,01	7	4,2	31,46
Serie 8	Prüfkörper 1	8,77	0,49	0,02	12	3,75	32,89
	Prüfkörper 2	5,45	0,49	0,04	24	3,75	20,44
	Prüfkörper 3	7,56	0,51	0,01	6	3,45	26,08
	Prüfkörper 4	7,68	0,50	0,02	12	3,6	27,65
	Prüfkörper 5	6,32	0,47	0,02	13	4,05	25,60
	Prüfkörper 6	7,40	0,48	0,03	19	3,85	28,49

Wirobond 280®/mit B.		Fmax in N	Dicke d in mm	+/- mm	relativer Fehler in %	Faktor k	Verbundfestigkeit in MPa
Serie 9	Prüfkörper 1	10,62	0,52	0,03	17	3,35	35,58
	Prüfkörper 2	10,46	0,53	0,02	11	3,2	33,47
	Prüfkörper 3	7,62	0,48	0,03	19	3,85	29,34
	Prüfkörper 4	9,78	0,48	0,03	19	3,85	37,65
	Prüfkörper 5	7,92	0,46	0,01	7	4,2	33,26
	Prüfkörper 6	10,84	0,52	0,02	12	3,35	36,31
Serie 10	Prüfkörper 1	8,57	0,50	0,01	6	3,6	30,85
	Prüfkörper 2	10,20	0,51	0,02	12	3,45	35,19
	Prüfkörper 3	7,90	0,49	0,02	12	3,75	29,63
	Prüfkörper 4	10,05	0,53	0,02	11	3,2	32,16
	Prüfkörper 5	6,61	0,48	0,03	19	3,85	25,45
	Prüfkörper 6	6,25	0,49	0,02	12	3,75	23,44
Serie 11	Prüfkörper 1	11,20	0,50	0,01	6	3,6	40,32
	Prüfkörper 2	8,58	0,50	0,02	12	3,6	30,89
	Prüfkörper 3	12,20	0,51	0,02	12	3,45	42,09
	Prüfkörper 4	9,96	0,49	0,04	24	3,75	37,35
	Prüfkörper 5	10,04	0,49	0,03	18	3,75	37,65
	Prüfkörper 6	8,24	0,49	0,01	6	3,75	30,90
Serie 12	Prüfkörper 1	9,79	0,50	0,03	18	3,6	35,24
	Prüfkörper 2	7,63	0,50	0,02	12	3,6	27,47
	Prüfkörper 3	10,20	0,48	0,03	19	3,85	39,27
	Prüfkörper 4	9,17	0,48	0,02	13	3,85	35,30
	Prüfkörper 5	7,94	0,49	0,03	18	3,75	29,78
	Prüfkörper 6	8,54	0,47	0,02	13	4,05	34,59
Serie 13	Prüfkörper 1	6,78	0,48	0,02	13	3,85	26,10
	Prüfkörper 2	8,34	0,48	0,03	19	3,85	32,11
	Prüfkörper 3	9,07	0,48	0,03	19	3,85	34,92
	Prüfkörper 4	4,48	0,50	0,03	18	3,6	16,13
	Prüfkörper 5	5,89	0,50	0,03	18	3,6	21,20
	Prüfkörper 6	9,64	0,50	0,02	12	3,6	34,70
Serie 14	Prüfkörper 1	8,29	0,50	0,02	12	3,6	29,84
	Prüfkörper 2	7,15	0,47	0,02	13	4,05	28,96
	Prüfkörper 3	6,07	0,51	0,02	12	3,45	20,94
	Prüfkörper 4	8,22	0,50	0,02	12	3,6	29,59
	Prüfkörper 5	8,52	0,48	0,02	13	3,85	32,80
	Prüfkörper 6	7,29	0,49	0,03	18	3,75	27,34
Serie 15	Prüfkörper 1	8,38	0,51	0,02	12	3,45	28,91
	Prüfkörper 2	8,64	0,49	0,02	12	3,75	32,40
	Prüfkörper 3	8,19	0,50	0,02	12	3,6	29,48
	Prüfkörper 4	9,92	0,51	0,02	12	3,45	34,22
	Prüfkörper 5	9,96	0,51	0,02	12	3,45	34,36
	Prüfkörper 6	12,06	0,51	0,01	6	3,45	41,61
Serie 16	Prüfkörper 1	7,90	0,48	0,02	13	3,85	30,42
	Prüfkörper 2	4,39	0,50	0,02	12	3,6	15,80
	Prüfkörper 3	6,34	0,52	0,02	12	3,35	21,24
	Prüfkörper 4	4,57	0,50	0,01	6	3,6	16,45
	Prüfkörper 5	6,48	0,51	0,02	12	3,45	22,36
	Prüfkörper 6	6,17	0,52	0,03	17	3,35	20,67

Wirobond C®/ohne B.		Fmax in N	Dicke d in mm	+/- mm	relativer Fehler in %	Faktor k	Verbundfestigkeit in MPa
Serie 17	Prüfkörper 1	9,34	0,51	0,03	18	3,55	33,16
	Prüfkörper 2	10,30	0,53	0,02	11	3,3	33,99
	Prüfkörper 3	11,22	0,49	0,04	24	3,85	43,20
	Prüfkörper 4	10,97	0,50	0,03	18	3,7	40,59
	Prüfkörper 5	10,33	0,52	0,02	12	3,4	35,12
	Prüfkörper 6	9,72	0,54	0,01	6	3,15	30,62
Serie 18	Prüfkörper 1	12,61	0,53	0,02	11	3,3	41,61
	Prüfkörper 2	6,62	0,50	0,04	24	3,7	24,49
	Prüfkörper 3	8,69	0,51	0,04	24	3,55	30,85
	Prüfkörper 4	11,54	0,53	0,02	11	3,3	38,08
	Prüfkörper 5	9,54	0,52	0,02	12	3,4	32,44
	Prüfkörper 6	9,70	0,49	0,03	18	3,85	37,35
Serie 19	Prüfkörper 1	13,28	0,53	0,01	6	3,3	43,82
	Prüfkörper 2	10,35	0,53	0,02	11	3,3	34,16
	Prüfkörper 3	10,73	0,50	0,02	12	3,7	39,70
	Prüfkörper 4	12,73	0,53	0,02	11	3,3	42,01
	Prüfkörper 5	9,91	0,49	0,02	12	3,85	38,15
	Prüfkörper 6	11,50	0,51	0,02	12	3,55	40,83
Serie 20	Prüfkörper 1	11,65	0,52	0,02	12	3,4	39,61
	Prüfkörper 2	10,64	0,53	0,02	11	3,3	35,11
	Prüfkörper 3	9,58	0,52	0,02	12	3,4	32,57
	Prüfkörper 4	9,87	0,50	0,01	6	3,7	36,52
	Prüfkörper 5	10,91	0,53	0,02	11	3,3	36,00
	Prüfkörper 6	8,02	0,52	0,02	12	3,4	27,27
Serie 21	Prüfkörper 1	11,79	0,52	0,02	12	3,4	40,09
	Prüfkörper 2	11,90	0,54	0,01	6	3,15	37,49
	Prüfkörper 3	12,43	0,53	0,02	11	3,3	41,02
	Prüfkörper 4	10,30	0,49	0,03	18	3,85	39,66
	Prüfkörper 5	9,96	0,53	0,02	11	3,3	32,87
	Prüfkörper 6	11,25	0,52	0,02	12	3,4	38,25
Serie 22	Prüfkörper 1	7,68	0,49	0,03	18	3,85	29,57
	Prüfkörper 2	9,97	0,50	0,03	18	3,7	36,89
	Prüfkörper 3	12,42	0,53	0,02	11	3,3	40,99
	Prüfkörper 4	10,44	0,53	0,02	11	3,3	34,45
	Prüfkörper 5	9,83	0,52	0,01	6	3,4	33,42
	Prüfkörper 6	10,91	0,53	0,02	11	3,3	36,00
Serie 23	Prüfkörper 1	10,50	0,52	0,02	12	3,4	35,70
	Prüfkörper 2	10,30	0,52	0,02	12	3,4	35,02
	Prüfkörper 3	7,66	0,48	0,03	19	4,0	30,64
	Prüfkörper 4	10,14	0,50	0,04	24	3,7	37,52
	Prüfkörper 5	12,87	0,54	0,01	6	3,15	40,54
	Prüfkörper 6	14,33	0,53	0,02	11	3,3	47,29
Serie 24	Prüfkörper 1	6,53	0,46	0,01	7	4,3	28,08
	Prüfkörper 2	7,20	0,50	0,03	18	3,7	26,64
	Prüfkörper 3	10,82	0,53	0,02	11	3,3	35,71
	Prüfkörper 4	10,80	0,52	0,02	12	3,4	36,72
	Prüfkörper 5	9,73	0,50	0,03	18	3,7	36,00
	Prüfkörper 6	9,00	0,52	0,02	12	3,4	30,60

	Wirobond C® /mit Bonder	Fmax in N	Dicke d in mm	+/- mm	relativer Fehler in %	Faktor k	Verbundfestigkeit in MPa
Serie 25	Prüfkörper 1	11,39	0,52	0,01	6	3,4	38,73
	Prüfkörper 2	10,99	0,53	0,02	11	3,3	36,27
	Prüfkörper 3	9,88	0,51	0,02	12	3,55	35,07
	Prüfkörper 4	9,34	0,47	0,02	13	4,15	38,76
	Prüfkörper 5	6,95	0,54	0,01	6	3,15	21,89
	Prüfkörper 6	9,91	0,51	0,03	18	3,55	35,18
Serie 26	Prüfkörper 1	9,85	0,54	0,01	6	3,15	31,03
	Prüfkörper 2	10,25	0,51	0,01	6	3,55	36,39
	Prüfkörper 3	8,03	0,49	0,01	6	3,85	30,92
	Prüfkörper 4	11,16	0,54	0,01	6	3,15	35,15
	Prüfkörper 5	8,46	0,50	0,02	12	3,7	31,30
	Prüfkörper 6	10,12	0,54	0,01	6	3,15	31,88
Serie 27	Prüfkörper 1	11,95	0,53	0,02	11	3,3	39,44
	Prüfkörper 2	9,49	0,53	0,02	11	3,3	31,32
	Prüfkörper 3	9,67	0,47	0,02	13	4,15	40,13
	Prüfkörper 4	4,38	0,52	0,02	12	3,4	14,89
	Prüfkörper 5	8,96	0,50	0,02	12	3,7	33,15
	Prüfkörper 6	5,63	0,47	0,01	6	4,15	23,36
Serie 28	Prüfkörper 1	9,18	0,50	0,03	18	3,7	33,97
	Prüfkörper 2	9,18	0,51	0,02	12	3,55	32,59
	Prüfkörper 3	8,70	0,47	0,02	13	4,15	36,11
	Prüfkörper 4	8,76	0,51	0,02	12	3,55	31,10
	Prüfkörper 5	9,73	0,53	0,02	11	3,3	32,11
	Prüfkörper 6	9,21	0,47	0,02	13	4,15	38,22
Serie 29	Prüfkörper 1	10,26	0,52	0,03	17	3,4	34,88
	Prüfkörper 2	8,28	0,48	0,03	19	4,0	33,12
	Prüfkörper 3	8,48	0,50	0,03	18	3,7	31,38
	Prüfkörper 4	10,21	0,51	0,02	12	3,55	36,25
	Prüfkörper 5	8,80	0,49	0,03	18	3,85	33,88
	Prüfkörper 6	10,06	0,49	0,03	18	3,85	38,73
Serie 30	Prüfkörper 1	7,34	0,47	0,02	13	4,15	30,46
	Prüfkörper 2	6,94	0,46	0,01	7	4,3	29,84
	Prüfkörper 3	7,14	0,46	0,01	7	4,3	30,70
	Prüfkörper 4	10,71	0,52	0,03	17	3,4	36,41
	Prüfkörper 5	8,57	0,48	0,02	13	4,0	34,28
	Prüfkörper 6	7,67	0,48	0,02	13	4,0	30,68
Serie 31	Prüfkörper 1	7,73	0,47	0,02	13	4,15	32,08
	Prüfkörper 2	9,34	0,53	0,02	11	3,3	30,82
	Prüfkörper 3	8,18	0,50	0,02	12	3,7	30,27
	Prüfkörper 4	7,47	0,49	0,02	12	3,85	28,76
	Prüfkörper 5	7,81	0,46	0,01	7	4,3	33,58
	Prüfkörper 6	8,04	0,50	0,02	12	3,7	29,75
Serie 32	Prüfkörper 1	7,72	0,49	0,03	18	3,85	29,72
	Prüfkörper 2	8,58	0,48	0,03	19	4,0	34,32
	Prüfkörper 3	7,88	0,49	0,02	12	3,85	30,34
	Prüfkörper 4	5,87	0,50	0,02	12	3,7	21,72
	Prüfkörper 5	7,13	0,48	0,02	13	4,0	28,52
	Prüfkörper 6	9,40	0,52	0,01	6	3,4	31,96

8 Danksagung

Zunächst möchte ich meiner Familie und meinem Freund Philipp für ihre stetige Unterstützung auch in schwierigen Zeiten danken. Ohne diesen Rückhalt wäre das Verfassen dieser Dissertation wahrscheinlich nur schwer möglich gewesen.

Ein besonderer Dank gilt natürlich meinem Betreuer Dr. Roland Strietzel, der mir das vorliegende, interessante Thema zur Verfügung gestellt hat. Mit hilfreichen Anregungen und besonderer Geduld hat er mich auf dem Weg vom Anfang bis zur fertigen Dissertation begleitet. Ohne ihn wäre eine Dissertation neben dem Berufsleben für mich in dieser Weise wahrscheinlich nicht denkbar gewesen.

Desweiteren möchte ich mich ganz herzlich bei den Firmen BEGO und VITA Zahnfabrik für die Bereitstellung der Materialien und der Prüfvorrichtungen bedanken! Dabei möchte ich auch speziell Frau Monika Poppinga danken, die mich mit großer Geduld in die Materie der Biegeprüfvorrichtung und Mikroskopie eingeführt hat. Ebenso gilt mein Dank Herrn Sascha Salemka, der mir die korrekte Herstellung von Prüfkörpern beigebracht hat.

Natürlich darf auch nicht das Dentallabor Burdeska unberücksichtigt bleiben. Ich bedanke mich dabei herzlichst bei Herrn Burdeska, Herrn Andreas Schröder und allen Mitarbeitern, die mir den Arbeitsplatz gestellt und mich mit vielen, hilfreichen Tipps und Geräteinstruktionen unterstützt haben. Dabei möchte ich auch Kathrin Prüllage danken, die mir mit einer selbst gebastelten Fräs-Hilfsvorrichtung die eine oder andere Brandblase an den Fingern erspart hat. Alles in Allem habe ich mich sehr herzlich aufgenommen gefühlt.

Die schriftliche Umsetzung wäre viel fehlerbehafteter gewesen, wären da nicht meine Rechtschreib- und Formulierungs-Helfer gewesen. Ein besonderer Dank gilt also Janis und Lena, die nun bestimmt auch unfreiwillig Experten auf dem Gebiet der Metall-Keramik-Verbundsysteme geworden sind. Ebenso wäre meine Übersetzung der Zusammenfassung ins Englische bei Weitem nicht so verständlich gewesen, hätten Katharina und Aly diese nicht korrigiert. Vielen, lieben Dank dafür!

Ein letzter Dank geht an meinen Bruder Gerrit Herms-Westendorf, der mir geholfen hat Licht ins Dunkle der Materie „Statistik“ zu bringen. Ohne seine hilfreichen Erklärungen wäre es wahrscheinlich nur bei dem Kapitel „Deskriptive Statistik“ geblieben.

In der Hoffnung niemanden vergessen zu haben, möchte ich noch einmal abschließend und auch für alle, die sich unberücksichtigt fühlen, sagen:

Danke für Ihre/eure Unterstützung!

9 Lebenslauf

Mein Lebenslauf wird aus datenschutzrechtlichen Gründen in der elektronischen Version meiner Arbeit nicht veröffentlicht.

10 Eidesstattliche Versicherung

Eidesstattliche Versicherung

„Ich, Lea Maria Herms-Westendorf, versichere an Eides statt durch meine eigenhändige Unterschrift, dass ich die vorgelegte Dissertation mit dem Thema: „Vergleichende Untersuchungen zum Verbund von Cobalt-Basis-Legierungen und Metall-Keramik-Verbundsystemen“ selbstständig und ohne nicht offengelegte Hilfe Dritter verfasst und keine anderen als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel genutzt habe.

Alle Stellen, die wörtlich oder dem Sinne nach auf Publikationen oder Vorträgen anderer Autoren beruhen, sind als solche in korrekter Zitierung (siehe „Uniform Requirements for Manuscripts (URM)“ des ICMJE -www.icmje.org) kenntlich gemacht. Die Abschnitte zu Methodik (insbesondere praktische Arbeiten, Laborbestimmungen, statistische Aufarbeitung) und Resultaten (insbesondere Abbildungen, Graphiken und Tabellen) entsprechen den URM (s.o) und werden von mir verantwortet.

Meine Anteile an etwaigen Publikationen zu dieser Dissertation entsprechen denen, die in der untenstehenden gemeinsamen Erklärung mit dem/der Betreuer/in, angegeben sind. Sämtliche Publikationen, die aus dieser Dissertation hervorgegangen sind und bei denen ich Autor bin, entsprechen den URM (s.o) und werden von mir verantwortet.

Die Bedeutung dieser eidesstattlichen Versicherung und die strafrechtlichen Folgen einer unwahren eidesstattlichen Versicherung (§156,161 des Strafgesetzbuches) sind mir bekannt und bewusst.“